

Caracterização Experimental do Comportamento da Liga AlSi9Cu3 em Condições de Maquinagem

Diogo Filipe Fonseca Pinto

Dissertação de Mestrado

Supervisor: Prof. Dr. Abílio Manuel Pinho de Jesus

Orientadores: Eng. Tiago Emanuel Fraga Silva e

Eng. Rui Miguel Brás Soares



Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

Junho de 2017

À minha família, namorada e amigos

Resumo

Este trabalho apresenta uma metodologia de caracterização experimental da liga de fundição de alumínio AlSi9Cu3 em condições de maquinagem e modelação matemática do seu comportamento mecânico através de um modelo constitutivo de material servindo como parâmetro de entrada para simulações numéricas por métodos de elementos finitos (MEF).

Efetuuou-se uma recolha bibliográfica acerca de ensaios mecânicos e tecnológicos de caracterização de materiais com especial foco nos ensaios que representam condições existentes em operações de maquinagem. De acordo com esta revisão, foram seleccionados vários ensaios de caracterização a realizar neste trabalho. Realizaram-se no total 165 ensaios, divididos entre ensaios de compressão, de corte ortogonal, de arrombamento, de fratura e de torneamento cilíndrico.

Com vista à simulação numérica dos ensaios tecnológicos, foi realizado um levantamento dos modelos constitutivos de material existentes na bibliografia e de métodos de obtenção dos seus parâmetros por via de análise inversa.

Os resultados experimentais permitiram, para além da caracterização do comportamento do material numa vasta gama de condições de ensaio, a identificação dos parâmetros para um modelo constitutivo. Os resultados das simulações numéricas mostraram uma representação apropriada dos ensaios experimentais.

Experimental Characterization of the AlSi9Cu3 Alloy Behaviour in Machining Conditions

Abstract

This work presents a methodology for the experimental characterization of cast aluminum alloy AlSi9Cu3 under machining conditions as well as the establishment of a constitutive material model serving as an input in FEM numerical simulations.

A literature review concerning material characterization and mechanical tests was carried with special focus on the tests that better portrait the existing conditions in machining operations. According to this review, several characterization tests were selected in order to be performed in this study. A total of 165 tests were performed among compression tests, orthogonal cutting, blanking, fracture, and longitudinal turning.

Regarding the numerical simulation of the mechanical tests, a review on the existent constitutive material models and methods of obtaining its parameters by inverse analysis was conducted.

The obtained experimental results allowed for the material characterization under a wide range of testing conditions as well as for the identification of a constitutive material model parameters. The numerical simulation results showed an appropriate representation of the experimental tests.

Agradecimentos

Em primeiro lugar desejo expressar os meus sinceros agradecimentos ao Professor Abílio Jesus, pela disponibilidade, dedicação, paciência, motivação e conhecimento demonstrados no acompanhamento de todo o trabalho realizado ao longo da presente dissertação.

De igual forma desejo prestar os meus sinceros agradecimentos ao Engenheiro Tiago Silva, orientador no INEGI, pela paciência, acompanhamento, conhecimentos, disponibilidade e essencial ajuda ao nível da realização das simulações numéricas e revisão bibliográfica. Ao Engenheiro Rui Soares, orientador no INEGI, expressei os meus sinceros agradecimentos, pelo acompanhamento, conhecimentos, disponibilidade e auxílio ao nível da preparação e realização dos ensaios experimentais.

Ao Soumitra Gain, estudante de doutoramento no INEGI, pela disponibilidade e auxílio prestado na preparação e realização dos ensaios experimentais.

Ao Sr. Fernando Seabra, técnico do INEGI, pelo auxílio no vazamento em coquilha da liga AlSi9Cu3.

Aos funcionários das oficinas mecânicas do DEMec, Sr. José Almeida, André Alves e Pedro Alves, pela prontidão, aconselhamento e disponibilidade durante o fabrico das ferramentas e provetes e realização dos ensaios tecnológicos de maquinaria. Uma palavra de apreço ao Professor José Marafona pelos conhecimentos e disponibilidade no fabrico dos provetes onde foi necessário recorrer à eletroerosão por fio.

Ao Professor Miguel Figueiredo, Diretor do LET – Laboratório de Ensaios Tecnológicos, e ao técnico Rui Silva, pela disponibilidade, prontidão e aconselhamento tanto no que diz respeito ao projeto de ferramentas para ensaios, bem como na cedência do sistema de aquisição de dados para os ensaios tecnológicos de maquinaria e na realização dos ensaios de caracterização do material.

Ao Professor José Xavier, docente na UTAD – Universidade de Trás-os-Montes e Alto Douro, pela disponibilidade e auxílio na realização dos ensaios de fratura com recurso à correlação digital de imagem e respetiva análise de dados.

À técnica Andreia Durães, colaboradora no laboratório de ensaios mecânicos do INEGI, pelo auxílio e disponibilidade durante a realização dos ensaios de compressão.

Ao Doutor André Cavaleiro pela disponibilidade e acompanhamento ao CEMUP – Centro de Materiais da Universidade do Porto e à Licenciada Daniela Silva, colaboradora no Laboratório de Microscopia Eletrónica de Varrimento e Microanálise por Raios X pela disponibilidade e auxílio na obtenção de microscopias relativas a superfícies de provetes obtidos durante os ensaios experimentais.

À técnica Armanda Marques, colaboradora no laboratório de metalografia do INEGI, pelo auxílio e disponibilidade prestados na limpeza de amostras para visualização no CEMUP, e na preparação, polimento e ataque químico de amostras para análise de microestruturas no INEGI. Uma palavra de apreço à técnica Emília Soares, colaboradora no DEMec pelo auxílio inicial na preparação das amostras para análise microestrutural.

A todos os meus amigos pelos momentos de diversão, trabalho e entreajuda ao longo da vida académica.

Expressei a minha profunda gratidão às pessoas sem as quais esta etapa da minha formação seria possível. À minha família, em especial aos meus pais Odete e Vítor e ao meu irmão Pedro pelo indispensável apoio, encorajamento e crença no meu sucesso durante esta etapa de formação. Aos meus avós pelo carinho e apoio demonstrado durante este percurso. À Ana, minha namorada, pelo incansável apoio, paciência, encorajamento e aconselhamento durante todo este percurso e seus pais por todo o apoio e carinho demonstrados.

O autor agradece ao projeto colaborativo LAETA, METALCUT, pelo apoio concedido à execução deste trabalho.

O autor agradece à operação **NORTE-01-0145-FEDER-000022 - SciTech - Science and Technology for Competitive and Sustainable Industries**, projeto de I&D cofinanciado pelo Programa Operacional Regional do Norte ("NORTE2020"), através do Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER).



Índice de Conteúdos

Lista de abreviaturas	xii
Lista de Símbolos	xiv
Índice de Figuras	xvi
Índice de Tabelas	xxi
1 Introdução	1
1.1 Enquadramento do Projeto e Motivação	1
1.2 Apresentação da Instituição de Acolhimento e Enquadramento	2
1.3 Objetivos do Projeto	3
1.4 Metodologia Seguida no Projeto	4
1.5 Estrutura da Dissertação	5
2 Alumínio e Suas Ligas.....	6
2.1 Ligas de Alumínio.....	6
2.2 Séries e Elementos de Liga	8
2.3 Caracterização da Liga AISi9Cu3	10
2.3.1. Elementos de Liga e Microestrutura	10
2.3.2. Propriedades Mecânicas	12
3 Ensaaios Mecânicos e Tecnológicos para Caracterização de Materiais.....	14
3.1 Relações Tensão-Extensão	15
3.1.1. Tensão-Extensão de Engenharia	15
3.1.2. Tensão-Extensão Real.....	17
3.2 Ensaaios Mecânicos de Compressão	19
3.3 Ensaaios Mecânicos de Tração	21
3.4 Ensaaios Mecânicos de Torção	22
3.5 Ensaaios Tecnológicos de Arrombamento.....	24
3.6 Ensaaios Tecnológicos de Fratura	26
3.7 Ensaaios Tecnológicos de Corte Ortogonal.....	28
3.8 Ensaaios Tecnológicos de Torneamento	32
3.9 Barra de Hopkinson	34
3.10 Revisão dos Ensaaios para Caracterização de Materiais	36
4 Modelos Constitutivos para Ligas Metálicas com Vista à Simulação da Maquinagem	39
4.1 Modelação do Material.....	39
4.1.1. Lei de Ludwik-Hollomon	40
4.1.2. Modelo de Swift.....	41
4.1.3. Modelo de Voce.....	41
4.1.4. Modelo de Oxley.....	41
4.1.5. Modelo de Usui, Maekawa e Shirakashi.....	42
4.1.6. Modelo “Power Law”	43
4.1.7. Modelo Johnson-Cook.....	43
4.1.8. Modelo Zerilli-Armstrong	44
4.2 Análise Inversa na Calibração de Leis Constitutivas.....	45
4.2.1. Determinação dos Parâmetros do Material para Simulações de Maquinagem a Partir de Análise Direta e Inversa (Híbrida)	45
5 Procedimento Experimental	48
5.1 Obtenção dos Provetes para Ensaaios Mecânicos e Tecnológicos.....	48
5.1.1. Fusão e Vazamento da Liga AISi9Cu3.....	48
5.1.2. Composição Química dos Provetes Após Vazamento	50
5.1.3. Obtenção dos Provetes para Ensaaios de Compressão	51
5.1.4. Obtenção dos Provetes para Ensaaios de Fratura.....	51
5.1.5. Obtenção dos Provetes para Ensaaios de Arrombamento.....	53

5.1.6. Obtenção dos Provetes para Ensaio de Corte Ortogonal.....	53
5.2 Análise da Microestrutura.....	54
5.3 Ensaio Mecânico e Tecnológico	55
5.2.1. Ensaio Mecânico de Compressão	55
5.2.2. Ensaio Tecnológico de Corte Ortogonal	57
5.2.3. Ensaio Tecnológico de Arrombamento	60
5.2.4. Ensaio Tecnológico de Fratura	63
5.2.5. Ensaio Tecnológico de Torneamento Cilíndrico.....	67
6 Análise e Discussão dos Resultados Obtidos	71
6.1 Ensaio Mecânico de Compressão	71
6.2 Ensaio Tecnológico de Corte Ortogonal	72
6.3 Ensaio Tecnológico de Arrombamento	76
6.4 Ensaio Tecnológico de Fratura	79
6.5 Ensaio Tecnológico de Torneamento	93
6.6 Identificação dos Parâmetros do Modelo Constitutivo Johnson-Cook	103
6.7 Simulação Numérica dos Ensaio de Caracterização Mecânica de Material	107
6.7.1. Ensaio Tecnológico de Arrombamento.....	107
6.7.2. Ensaio Tecnológico de Fratura.....	109
6.7.3. Ensaio Tecnológico de Corte Ortogonal.....	113
7 Conclusões e Perspectivas de Trabalho Futuro	119
7.1 Conclusões	119
7.2 Perspectivas de Trabalhos Futuros	121
Referências	122
ANEXO A: Desenhos de definição de provetes e ferramentas para ensaio de fratura	127
ANEXO B: Desenhos de definição de provetes e ferramentas para ensaio de compressão.....	135
ANEXO C: Desenhos de definição de provetes e ferramentas para ensaio de arrombamento	138
ANEXO D: Desenho de definição do provete para ensaio de corte ortogonal.....	145
ANEXO E: Desenho de definição do provete para ensaio de torneamento	147

Lista de abreviaturas

AA	Aluminum Association
Al	Alumínio
Al-Cu	Ligas de Alumínio-Cobre
Al-Mg	Ligas de Alumínio-Magnésio
Al-Si	Ligas de Alumínio-Silício
Al-Si-Cu	Ligas de Alumínio-Silício-Cobre
Al-Si-Mg	Ligas de Alumínio-Silício-Magnésio
ASTM	American Society for Testing and Materials
BCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (<i>Body Cubic Centered</i>)
CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CAE	<i>Computer Aided Engineering</i>
CDI	Correlação Digital de Imagem
Cr	Crômio
Cu	Cobre
DEMec	Departamento de Engenharia Mecânica
Fe	Ferro
FEUP	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto
FCC	Estrutura cristalina cúbica de faces centradas (<i>Face Cubic Centered</i>)
INEGI	Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial
J-C	Modelo constitutivo de Johnson-Cook
LET	Laboratório de Ensaios Tecnológicos do DEMec
MEF	Método de Elementos Finitos
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Ni	Níquel
Pb	Chumbo
SEM	Microscopia Eletrônica de Varrimento
Si	Silício
SHPB	<i>Split-Hopkinson pressure bar</i> /barra de Hopkinson

Sn	Estanho
Ti	Titânio
Zn	Zinco

Lista de Símbolos

A	Extensão após Rotura
A_0	Área inicial
a_p	Profundidade de corte ou penetramento
b	Distância ortogonal de corte
D	Diâmetro
D_0	Diâmetro inicial
e	Extensão de engenharia
E	Módulo de elasticidade
F	Força
f	Avanço por rotação
F_a	Força de avanço
F_c	Força principal de corte
F_p	Força de penetramento
G	Módulo de elasticidade torsional
h	Altura
h_0	Altura inicial
HB	Dureza Brinell
K	Coeficiente de encruamento
L	Comprimento
L_0	Comprimento inicial
n	Frequência de rotação
R	Raio do tubo
R_a	Rugosidade média
R_f	Resistência do material à fratura
R_m	Tensão de rotura
$R_{m\acute{a}x}$	Rugosidade máxima
$R_{p0.2}$	Tensão limite convencional de proporcionalidade
R_z	Altura do perfil de rugosidade
s	Tensão de engenharia

T	Temperatura
t	Espessura da parede do tubo
T_a	Temperatura ambiente
T_m	Temperatura de fusão
TS	Tensão de rotura do material
v, vc	Velocidade de corte
w	Energia de iniciação de fenda por unidade de área
W	Energia de iniciação de fenda
Y	Ponto de cedência
α	Ângulo de saída da ferramenta
β	Ângulo de gume
δ	Deslocamento de corte
ε	Extensão real
ε_0	Extensão de referência
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de extensão
$\dot{\varepsilon}_0$	Taxa de extensão de referência
η	Triaxialidade de tensões
γ	Ângulo de ataque da ferramenta
κ_r	Ângulo de posição da aresta de corte
μ	Coeficiente de atrito
φ	Orientação do plano de corte da apara
ρ	Ângulo de atrito
σ	Tensão real
σ_Y	Tensão de cedência
τ	Tensão de corte
τ_r	Tensão de rotura ao corte
ζ	Parâmetro de Lode

Índice de Figuras

Figura 1 – INEGI – Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial	2
Figura 2 – Diagrama de equilíbrio binário Al-Si [14].....	11
Figura 3 – Diagrama de equilíbrio binário Al-Si ampliado com representação da liga AlSi9Cu3 (adaptado de [14])	11
Figura 4 - Microestrutura típica da liga AlSi9Cu3: (a) matriz α e lamelas de Si eutético; (b) fases Al_5FeSi , $Al-Al_2Cu-Si$; (c) fase $Al_{15}(MnFe)_3Si$ em “escrita Chinesa” [15].....	12
Figura 5 - Alteração do eutético por tratamento térmico: a) não tratado; b) tratamento térmico a 505°C/8h; c) tratamento térmico a 515°C/8h; d) tratamento térmico a 525°C/8h [15].....	12
Figura 6 – Condições às quais o material se encontra sujeito no processo de maquinagem: (a) estado de tensão em corte ortogonal [16]; (b) taxas de deformação em simulação de corte ortogonal [17]; (c) campo de temperaturas em simulação de torneamento cilíndrico 3D [12]	15
Figura 7 - Curva típica da tensão-extensão de engenharia de um ensaio de tração de um provete metálico com alguma ductilidade (adaptado de [6])	16
Figura 8 – Curva tensão real – deformação real para um ensaio de tração (adaptado de [6])	18
Figura 9 – Ensaio de Compressão: (a) força de compressão aplicada ao provete; (b) setup experimental para o ensaio (adaptado de [6])	19
Figura 10 – Curva tensão-extensão típica de um ensaio de compressão (adaptado de [6])	20
Figura 11 - Efeito de embarrilamento num ensaio de compressão [6].....	20
Figura 12 – Ensaio de tração: (a) força de tração aplicada em (1) e (2) resultando num alongamento do material; (b) Provete de tração típico; (c) setup de um ensaio de tração (adaptado de [6]).....	21
Figura 13 – Progresso típico de um ensaio de tração: (1) início do ensaio, sem aplicação de força; (2) alongamento uniforme e redução da secção do provete; (3) alongamento continuado, com força máxima atingida; (4) início da estricção, o valor da força começa a diminuir; (5) Fratura; (6) comprimento final do provete (adaptado de [6]).....	21
Figura 14 – (a) tensões e (b) extensões de corte ou distorções (adaptado de [6]).....	22
Figura 15 – Setup experimental de um ensaio de torção (adaptado de [6])	22
Figura 16 – Curva tensão-extensão típica de um ensaio de corte (adaptado de [6]).....	23
Figura 17 – Arrombamento de uma chapa de metal entre duas arestas de corte (adaptado de [6])	24
Figura 18 – Geometria de uma superfície de arrombamento (adaptado de [19])	24
Figura 19 – Representação esquemática da curva força-deslocamento do punção para um ensaio de arrombamento (adaptado de [20])	25
Figura 20 - Esquema dos provetes utilizados num ensaio de fratura: (a) provete prismático com duplo entalhe; (b) provete cilíndrico com entalhe circular (adaptado de [16])	26
Figura 21 - Setup de um ensaio de fratura proposto por Atkins [27].....	27
Figura 22 – Curva força-deslocamento de um ensaio de fratura para vários tamanhos do ligamento c (adaptado de [16]).....	27
Figura 23 – Provete de duplo entalhe proposto por Abushawashi: (a) Desenho do provete; (b) Protótipo (adaptado de [1]).....	28
Figura 24 – Corte ortogonal: (a) tridimensional; (b) aproximação bidimensional (adaptado de [2]).....	29
Figura 25 - Forças presentes no corte ortogonal de metal: (a) forças atuantes na apara em corte ortogonal; (b) forças atuantes na ferramenta e possíveis de ser medidas (adaptado de [6])	30

Figura 26 – Aproximação do torneamento cilíndrico ao corte ortogonal: (a) torneamento; (b) corte ortogonal correspondente (adaptado de [6]).....	31
Figura 27 – Torneamento cilíndrico (adaptado de [6])	32
Figura 28 – Torneamento cilíndrico (adaptado de [2])	33
Figura 29 – Componentes das forças de maquinagem no torneamento cilíndrico [32]	33
Figura 30 – Barra de Hopkinson (adaptado de [3]).....	34
Figura 31 – Taxas de deformação obtidas em diferentes tipos de ensaios (adaptada de [37]) ...	35
Figura 32 - Curvas tensão-deformação obtidas por ensaios SHPB [3]	35
Figura 33 – Zona primária e secundária e ângulo do plano de corte (adaptado de [2])	40
Figura 34 - Relação linear para obtenção dos parâmetros B e n da equação de Johnson-Cook [65].....	46
Figura 35 - Determinação dos parâmetros c e m [63]	47
Figura 36 – Comparação de resultados obtidos em simulações com diferentes valores de c e m com os valores experimentais [66].....	47
Figura 37 – Fusão e vazamento da liga AlSi9Cu3: (a) fusão no forno de resistências; (b) vazamento manual em coquilha de cobre.....	48
Figura 38 - Provete vazado: (a) na coquilha; (b) após extração da coquilha	49
Figura 39 – Desenho dos provetes após vazamento e pré-maquinagem.....	50
Figura 40 – Sequência de obtenção dos provetes para ensaio de compressão	51
Figura 41 – Sequência de operações para obtenção dos provetes para ensaio de fratura	52
Figura 42 – Máquina de eletroerosão por fio <i>MITSUBISHI DWC90SZ</i>	52
Figura 43 - Sequência de obtenção dos provetes para ensaio de arrombamento	53
Figura 44 - Provete para ensaio de corte ortogonal.....	53
Figura 45 – Sistema de observação da microestrutura do material: (a) microscópio ótico <i>Olympus PMG3</i> ; (b) câmara <i>Olympus DP12</i>	54
Figura 46 – Microestrutura da liga AlSi9Cu3 para diferentes ampliações	54
Figura 47 – Máquina de ensaios <i>INSTRON 4208</i> : (a) setup para ensaio de compressão a temperatura ambiente; (b) máquina de ensaios com câmara térmica para realização de ensaios a temperaturas elevadas	55
Figura 48 - Posicionamento do provete na máquina de ensaios com massa de contacto para lubrificação.....	55
Figura 49 – Torno paralelo <i>EFI DU20</i>	57
Figura 50 – Pastilha de corte utilizada no ensaio de corte ortogonal [67]	57
Figura 51 – Posição relativa entre peça e ferramenta	58
Figura 52 – Dinamómetro piezoelétrico <i>KISTLER 9257B</i>	59
Figura 53 – Sistema de amplificação <i>KISTLER 5070A 10100</i>	59
Figura 54 - Sistema de aquisição de dados <i>HBM Spider8</i> [8].....	60
Figura 55 – Máquina de ensaios servo-hidráulica <i>MTS</i> com 250 kN de capacidade.....	60
Figura 56 - Sistema de aquisição de dados <i>MTS FlexTest SE</i>	61
Figura 57 – Ferramenta para ensaio de arrombamento: (a) Matriz; (b) Punção; (c) Guia do punção	61
Figura 58 – Setup para ensaio de arrombamento: (a) ferramenta utilizada; (b) ferramenta inserida na máquina de ensaios	62
Figura 59 - Microscópio Eletrónico de Varrimento ambiental, de alta resolução (Schottky) <i>FEI Quanta 400FEG ESEM / EDAX Genesis X4M</i> [68].....	63
Figura 60 – Ferramenta para ensaio de fratura.....	64
Figura 61 – Procedimento esquemático para obtenção da resistência de fratura [16]	66
Figura 62 – Padrão <i>speckle</i> aplicado na zona do ligamento do provete de fratura com recurso a um aerógrafo <i>iwata CM-B</i>	66
Figura 63 – Sistema de CDI utilizado	67
Figura 64 - Setup para ensaio de torneamento cilíndrico exterior	67
Figura 65 - Rugosímetro portátil <i>Hommel Tester T500</i> [8]	70
Figura 66 – Curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de compressão	71
Figura 67 - Curvas tensão-extensão reais para várias temperaturas resultantes dos ensaios de compressão.....	72
Figura 68 - Exemplo dos resultados obtidos para as componentes das forças no ensaio de corte ortogonal ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.05\text{mm/rev}$)	73

Figura 69 - Gama de valores representativos dos esforços de maquinagem no ensaio de corte ortogonal ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.05\text{mm/rev}$)	73
Figura 70 – Componentes das forças de maquinagem em função dos parâmetros de corte no ensaio de corte ortogonal: (a) forças de avanço; (b) forças de corte	74
Figura 71 – Coeficiente de atrito no ensaio de corte ortogonal.	75
Figura 72 – Curvas força-deslocamento do ensaio de arrombamento para provetes com 3 mm de espessura:	76
Figura 73 - Curvas força-deslocamento do ensaio de arrombamento para provetes com 5 mm de espessura:	77
Figura 74 – Comparativo das curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de arrombamento	78
Figura 75 – Superfícies de fratura obtidas por SEM das peças de 3 mm de espessura obtidas no ensaio de arrombamento (ampliação de 40x)	78
Figura 76 - Superfícies de fratura obtidas por SEM das peças de 5 mm de espessura obtidas no ensaio de arrombamento (ampliação de 40x)	79
Figura 77 – Curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de fratura para as várias espessuras de ligamento e velocidade do punção de 0,01 mm/s: (a) vazamento nº 18; (b) vazamento nº 30	79
Figura 78 – Comparativo das curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de fratura para diferentes vazamentos.	80
Figura 79 – Obtenção da resistência à fratura da liga AlSi9Cu3	81
Figura 80 - Pontos sujeitos a análise por CDI para ligamento de 1mm	82
Figura 81 – CDI para ligamento 1mm no ponto 1: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	82
Figura 82 - CDI para ligamento 1mm no ponto 2: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	83
Figura 83 - CDI para ligamento 1mm no ponto 3: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	83
Figura 84 - CDI para ligamento 1mm no ponto 4: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	84
Figura 85 - CDI para ligamento 1mm no ponto 5: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	84
Figura 86 - CDI para ligamento 1mm no ponto 6: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	85
Figura 87 - Pontos sujeitos a análise por CDI para ligamento de 1,5mm	85
Figura 88 – CDI para ligamento 1,5mm no ponto 1: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	86
Figura 89 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 2: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	86
Figura 90 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 3: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	87
Figura 91 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 4: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	87
Figura 92 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 5: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	88
Figura 93 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 6: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	88
Figura 94 - Pontos sujeitos a análise por CDI para ligamento de 2mm	89
Figura 95 – CDI para ligamento 2mm no ponto 1: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	89
Figura 96 - CDI para ligamento 2mm no ponto 2: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	90
Figura 97 - CDI para ligamento 2mm no ponto 3: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	90
Figura 98 - CDI para ligamento 2mm no ponto 4: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	91
Figura 99 - CDI para ligamento 2mm no ponto 5: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	91

Figura 100 - CDI para ligamento 2mm no ponto 6: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento	92
Figura 101 – Exemplo dos resultados obtidos para as componentes das forças no ensaio de torneamento ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.14\text{mm/rev}$, $a_p=1.5\text{mm}$)	93
Figura 102 – Valores representativos dos esforços de maquinagem no ensaio de torneamento ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.14\text{mm/rev}$, $a_p=1.5\text{mm}$)	94
Figura 103 – Comparação da dispersão de valores usando 2 e 3 repetições dos ensaios: (a) 3 repetições; (b) 2 repetições.....	94
Figura 104 - Forças de corte, de avanço e de penetramento para as várias condições dos ensaios	97
Figura 105 - Efeito do penetramento nos esforços de maquinagem	98
Figura 106 - Efeito do penetramento no acabamento superficial	98
Figura 107 - Rugosidades para as várias condições dos ensaios	99
Figura 108 – Forças de corte em função das variáveis estudadas, representadas na forma de superfícies	100
Figura 109 - Forças de avanço em função das variáveis estudadas, representadas na forma de superfícies	100
Figura 110 - Forças de penetramento em função das variáveis estudadas, representados na forma de superfícies.....	101
Figura 111 - Rugosidade média em função das variáveis estudadas, representadas na forma de superfícies	101
Figura 112 Rugosidade máxima em função das variáveis estudadas, representação em forma de superfícies	102
Figura 113 Altura do perfil de rugosidade em função das variáveis estudadas, representação em forma de superfícies	102
Figura 114 – Linearização da curva de escoamento do material	103
Figura 115 – Comparação do modelo de escoamento calculado com a curva experimental à temperatura de 23°C	104
Figura 116 – Ajuste da equação de Johnson-Cook para diferentes temperaturas.....	105
Figura 117 – Modelo constitutivo com parâmetros dependentes da temperatura.....	106
Figura 118 - Modelo numérico de arrombamento: a) punção, b) cerra-chapas, c) peça, d) matriz	107
Figura 119 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos para o ensaio de arrombamento: a) espessura = 3mm ; b) espessura = 5mm	108
Figura 120 - Superfície de fratura com duas regiões distintas: a) região onde predomina o corte fino; b) região onde predomina a fratura/arranque de material.	109
Figura 121 - Superfície de fratura obtida numericamente com duas regiões distintas: a) região onde predomina o corte fino; b) região onde predomina a fratura/arranque de material	109
Figura 122 - Modelo numérico de arrombamento: a) punção, b) provete de fratura, c) matriz	110
Figura 123 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos (modelo elastoplástico) para o ensaio de fratura: a) ligamento = 1mm ; b) ligamento = 1.5mm ; c) ligamento = 2mm	110
Figura 124 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos (com dano) para o ensaio de fratura: a) ligamento = 1mm ; b) ligamento = 1.5mm ; c) ligamento = 2mm	112
Figura 125 – Caracterização direta da liga AlSi9Cu3 por meio de ensaios de compressão incrementais	113
Figura 126 – Curvas Tensão-Extensão obtidas a partir de ensaio de compressão a velocidade quase-estática para material originário de vazamentos distintos.....	114
Figura 127 – Intervalo considerado para estimativa de aumento da resistência devido a efeitos viscosos entre taxas de deformação quase-estáticas e 10^4 s^{-1} (em ensaio de compressão).	115
Figura 128 – Curvas de escoamento material J-C a duas distintas taxas de deformação ($\text{Q.S. e } 10^4$)	116
Figura 129 – Modelo numérico de corte ortogonal.....	116
Figura 130 – Modelo de corte ortogonal com velocidade de 203m/min e espessura de apra não deformada de 0.14 : (a) Campo de temperatura; (b) Forças de corte.	117
Figura 131 – Forças de corte resultantes do ensaio de corte ortogonal para parâmetros de corte distintos.	118
Figura 132 – Desenho de definição do conjunto ferramenta-provete para ensaio de fratura....	128

Figura 133 – Desenho de definição da matriz para ensaio de fratura	129
Figura 134- Desenho de definição do punção para ensaio de fratura	130
Figura 135 - Planificação dos cortes para obtenção dos provetes para ensaio de fratura e compressão	131
Figura 136 - Desenho de definição do provete para ensaio de fratura com ligamento de 1mm	132
Figura 137 - Desenho de definição do provete para ensaio de fratura com ligamento de 1,5mm	133
Figura 138 - Desenho de definição do provete para ensaio de fratura com ligamento de 2mm	134
Figura 139 - Planificação dos cortes para obtenção dos provetes para ensaio de fratura e compressão	136
Figura 140 - Desenho de definição dos provetes para ensaio de compressão.....	137
Figura 141 – Desenho de definição da ferramenta para ensaio de arrombamento.....	139
Figura 142 - Desenho de definição da matriz para ensaio de arrombamento	140
Figura 143 - Desenho de definição da guia do punção para ensaio de arrombamento	141
Figura 144 - Desenho de definição do punção para ensaio de arrombamento.....	142
Figura 145 – Planificação para corte dos provetes para ensaio de arrombamento.....	143
Figura 146 – Esquema da localização dos puncionamentos a realizar no ensaio de arrombamento	144
Figura 147 - Desenho de definição dos provetes para ensaio de corte ortogonal	146
Figura 148 - Desenho de definição do provete para ensaios de torneamento	148

Índice de Tabelas

Tabela 1 - Designação das ligas de alumínio trabalháveis segundo a <i>Aluminum Association</i> [10]	7
Tabela 2 - Designação das ligas de alumínio de fundição segundo a <i>Aluminum Association</i> [11]	8
Tabela 3 – Composição química da liga AlSi9Cu3 segundo a norma NP EN 1706 2000 [13]	10
Tabela 4 – Designação e propriedades mecânicas da liga AlSi9Cu3 segundo a norma NP EN 1706 2000 [13]	13
Tabela 5 – Revisão dos ensaios mecânicos e tecnológicos [2, 6, 16, 19, 20]	36
Tabela 6 – Composição química antes do vazamento do cilindro nº 1	50
Tabela 7 – Composição química antes do vazamento do cilindro nº12	50
Tabela 8 - Composição química antes do vazamento do cilindro nº22	50
Tabela 9 - Composição química antes do vazamento do cilindro nº31	50
Tabela 10 – Planeamento dos ensaios de compressão	56
Tabela 11 – Parâmetros de corte utilizados no ensaio de corte ortogonal	58
Tabela 12 – Planeamento do ensaio de arrombamento	62
Tabela 13 – Dimensões dos componentes da ferramenta de arrombamento	62
Tabela 14 – Planeamento dos ensaios de fratura	65
Tabela 15 - Parâmetros de corte usados nos ensaios de torneamento	69
Tabela 16 – Composição química do vazamento nº 18	80
Tabela 17 – Composição química do vazamento nº 30	80
Tabela 18 - Parâmetros do primeiro termo da equação J-C	103
Tabela 19 – Parâmetros do primeiro e terceiro termo da equação J-C	104
Tabela 20 – Diferença entre funções logarítmicas representativas das curvas tensão-extensão para ensaios de compressão quase-estáticos e 10^4 s^{-1}	115
Tabela 21 – Parâmetros de corte e de simulação de corte ortogonal	117

1 Introdução

1.1 Enquadramento do Projeto e Motivação

O processo de corte de material por arranque de apara, ou simplesmente maquinagem, é um dos processos de fabrico mais antigos na indústria. Estima-se que 15% do valor total dos componentes mecânicos fabricados deriva de operações de maquinagem [1]. As tendências ao nível dos processos de fabrico são impulsionadas por dois fatores importantes, nomeadamente elevada qualidade e reduzido custo. De um ponto de vista económico, a redução do custo de maquinagem, através do aumento das taxas de remoção de material e da vida da ferramenta sem comprometer a qualidade do produto é altamente desejável. Desta forma, existe um elevado interesse em compreender os mecanismos de formação de apara e prever os esforços de maquinagem [2].

A modelação da maquinagem é, por isso, de grande importância de forma a entender os fenómenos observados em operações práticas de maquinagem e a prever o desempenho das ferramentas de corte e qualidade dos produtos em função das condições de trabalho, nomeadamente os parâmetros de corte. Para além destes aspetos, permite também evitar a realização de ensaios de maquinagem dispendiosos e demorados. As operações práticas de maquinagem, tais como torneamento, fresagem ou furação são demasiado complexas, para serem simuladas recorrendo a modelos analíticos. A solução passa, portanto, pela modelação através de métodos numéricos tais como o Método dos Elementos Finitos (MEF). Assim, uma caracterização correta de um material em condições de maquinagem deve ter em conta não só a determinação da sua curva de escoamento em condições semelhantes às encontradas na maquinagem, mas também as condições segundo as quais ocorre fratura do material e de que forma pode ser corretamente modelado [3].

As forças de corte e desempenho do processo de maquinagem dependem do material a trabalhar. Portanto, é necessária a caracterização experimental dos materiais de forma a conhecer a sua resistência à deformação. No entanto, em condições de maquinagem, o complexo estado de tensão, as taxas de deformação elevadas e altas temperaturas condicionam o comportamento dos materiais. De forma a caracterizar corretamente o material nestas condições é de grande importância, portanto, a realização de ensaios mecânicos e tecnológicos que representem condições de compressão, de corte, de fratura, várias taxas de deformação e várias temperaturas.

Os resultados dos ensaios mecânicos e tecnológicos permitem a calibração dos modelos constitutivos através de relações entre tensão, extensão, taxas de deformação e temperatura. A identificação correta dos parâmetros de um modelo constitutivo é, por isso, de extrema relevância, de forma a, através da sua introdução em *software* de simulação numérica adequado, ser possível descrever adequadamente o comportamento do material em condições de maquinagem, prevendo os esforços envolvidos e os mecanismos de formação de apara. Esta identificação executa-se através de um processo de análise direta ou análise inversa, onde alguns parâmetros podem ser ajustados a partir de ensaios experimentais e os restantes são iterados de forma a prever corretamente os esforços existentes em processos de corte de material ou outras grandezas mensuráveis.

1.2 Apresentação da Instituição de Acolhimento e Enquadramento

Esta dissertação de mestrado realizou-se no Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial (INEGI), ver Figura 1, em parceria com o Departamento de Engenharia Mecânica (DEMec) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP).

O INEGI é um Instituto de novas tecnologias, situado na interface Universidade – Indústria e vocacionado para a realização de atividade de investigação e de inovação de base tecnológica e transferência de tecnologia orientada para o tecido industrial. Nasceu em 1986 no seio do que são hoje os Departamentos de Engenharia Mecânica (DEMec) e de Engenharia e Gestão Industrial (DEGI) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP). Com a figura jurídica de Associação Privada sem Fins Lucrativos, o estatuto de “Utilidade Pública” e uma equipa própria de 200 colaboradores, assume-se como um agente ativo no desenvolvimento e consolidação de um modelo competitivo baseado no conhecimento, na densidade tecnológica dos produtos e processos e na inovação de base tecnológica.

A sua principal missão é atuar como interface Faculdade – Indústria, contribuindo para o aumento da competitividade da indústria nacional através da investigação e desenvolvimento, demonstração, transferência de tecnologia orientada e formação nas áreas de materiais, produção, conceção e projeto, energia, manutenção, gestão industrial e ambiental. É neste sentido que o INEGI possui um vasto conjunto de meios de suporte à sua atividade, nomeadamente laboratórios destinados à realização de trabalho experimental, oficinas para desenvolvimento de componentes e pré-séries, e um vasto conjunto de ferramentas informáticas de suporte ao trabalho de engenharia, como ferramentas CAD 3D (*Computer Aided Design*), CAE (*Computer Aided Engineering*), ferramentas de simulação estrutural, ABAQUS, simulação de processos de maquinagem DEFORMTM 2D/3D, simulação de processos de fundição, conformação plástica, entre outros.



Figura 1 – INEGI – Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial

1.3 Objetivos do Projeto

O objetivo principal deste projeto é, como o seu título indica, a caracterização da liga AlSi9Cu3 em condições de maquinagem. Pretende-se realizar vários ensaios experimentais ao material de forma a compreender o seu comportamento e poder implementá-lo em simulações por métodos numéricos através do ajuste de um modelo constitutivo. Pretende-se iniciar o processo com o vazamento do material em quantidades suficientes para a realização deste estudo, garantindo consistência na homogeneidade do material durante todo o trabalho.

Pretende-se conhecer as principais características das ligas de alumínio para fundição, em particular da liga AlSi9Cu3, produzindo este material por vazamento em coquilha com vista à execução de ensaios de caracterização.

É pretendida a realização de vários ensaios mecânicos e tecnológicos de caracterização de materiais em condições de maquinagem, nomeadamente ensaios de compressão, ensaios de corte ortogonal, de arrombamento, de fratura e de torneamento cilíndrico. Esta sequência de ensaios estará associada ao processo de identificação e validação proposto para os modelos constitutivos.

Deseja-se o ajuste de um modelo constitutivo de forma a representar o comportamento do material, e para tal o ensaio de compressão tem como objetivo obter os seus parâmetros iniciais que serão validados e ajustados nos ensaios subsequentes. O ensaio de corte ortogonal tem como objetivo principal estimar os esforços de maquinagem e determinação do coeficiente de atrito do material. Este ensaio será interessante para numa análise inversa estimar os efeitos viscoplásticos do material. Com o ensaio de arrombamento pretende-se estudar a influência da velocidade de corte e espessura dos provetes nos esforços aplicados. Nos ensaios de fratura deseja-se conhecer a resistência do material até a sua fratura. Estes dois últimos ensaios são adequados para identificar e testar modelos de dano/fratura. Com o ensaio de torneamento cilíndrico pretende-se conhecer os esforços de maquinagem e o acabamento superficial obtido para esta liga em função dos vários parâmetros de corte. Este ensaio será um bom candidato à validação dos modelos constitutivos em condições de maquinagem reais.

Para além da preparação dos ensaios e sua realização este projeto tem também como objetivo a realização de algumas simulações por métodos numéricos dos ensaios experimentais efetuados de forma a ajustar o modelo constitutivo e corretamente prever o comportamento do material em condições de maquinagem.

1.4 Metodologia Seguida no Projeto

A metodologia seguida durante a realização desta dissertação de mestrado consistiu num conjunto de tarefas que podem ser resumidas da seguinte forma:

- **Revisão bibliográfica**

Numa primeira fase foi realizada uma revisão do estado da arte relativo ao alumínio e suas ligas, com especial atenção para as ligas de fundição e em concreto a liga AlSi9Cu3. Também se procurou fazer uma revisão dos ensaios mecânicos e tecnológicos de caracterização de materiais em condições de maquinagem e dos modelos constitutivos de material e respetiva identificação de parâmetros.

- **Planificação e desenho dos provetes e ferramentas para os ensaios a realizar**

Uma vez selecionados os ensaios mecânicos e tecnológicos a realizar, procedeu-se ao projeto dos provetes e ferramentas a utilizar, mediante as máquinas de ensaio disponíveis. Este processo iniciou-se pelo vazamento da liga AlSi9Cu3 em coquilha, seguida da planificação de desenho de definição dos provetes e ferramentas através de *software* CAD 3D apropriado. Também se procurou identificar os parâmetros dos ensaios e instrumentação adequada.

- **Introdução ao DEFORM™ 2D e preparação de simulações dos ensaios a realizar**

Durante o período de fabrico dos provetes e ferramentas para realização dos ensaios, foi realizada uma introdução ao *software* de simulação numérica DEFORM™ 2D e criados os modelos para posterior simulação dos ensaios a realizar experimentalmente.

- **Realização dos ensaios mecânicos e tecnológicos**

Nesta fase foram realizados ensaios de compressão à temperatura ambiente, a 100 °C e a 200 °C, ensaios de corte ortogonal para diferentes parâmetros de corte, ensaios de arrombamento a diferentes velocidades e com diferentes espessuras dos provetes, ensaios de fratura para diferentes geometrias de provetes, e ainda ensaios de torneamento cilíndrico para diferentes parâmetros de corte.

- **Polimento e análise da microestrutura dos provetes na sua zona de trabalho**

Foi também realizada uma análise da microestrutura dos provetes de forma a comparar os resultados com a bibliografia e eventualmente despistar qualquer disparidade de resultados em relação ao esperado.

- **Tratamento dos dados dos ensaios mecânicos e tecnológicos**

Uma vez realizados os ensaios mecânicos e tecnológicos, foi necessário proceder à análise dos seus resultados através da obtenção dos respetivos gráficos de esforços, gráficos carga-deslocamento, entre outros, obtenção da curva de escoamento do material e identificação dos parâmetros do modelo constitutivo.

- **Simulação numérica de vários ensaios realizados experimentalmente**

Finalmente, uma vez identificados os parâmetros do modelo constitutivo e obtidos os resultados experimentais procedeu-se à simulação numérica dos ensaios de forma a ajustar e validar o modelo constitutivo de material para representar corretamente o comportamento do material em condições de maquinagem. Este estudo por limitações de tempo não foi totalmente concluído sendo parte do estudo remetido para trabalhos futuros.

1.5 Estrutura da Dissertação

Esta dissertação está dividida num total de sete capítulos de acordo com a seguinte estrutura:

- **Capítulo 1, Introdução:** realiza-se uma breve descrição do enquadramento, apresentação da instituição de acolhimento, objetivos e metodologia seguida durante este projeto;
- **Capítulo 2, Alumínio e suas ligas:** apresentam-se brevemente as características do alumínio e suas principais ligas, com especial foco nas ligas de fundição e descreve-se a liga AlSi9Cu3 utilizada;
- **Capítulo 3, Ensaaios mecânicos e tecnológicos para maquinagem:** nesta secção apresenta-se uma revisão do estado da arte em relação aos ensaios mecânicos e tecnológicos de caracterização de materiais em condições de maquinagem, nomeadamente condições de compressão, de corte, de fratura, várias temperaturas e taxas de deformação;
- **Capítulo 4, Modelos constitutivos para caracterização do comportamento do material com vista à maquinagem:** neste capítulo foi realizada uma revisão bibliográfica acerca dos principais modelos constitutivos de material utilizados na simulação de operações de maquinagem e de métodos de identificação dos seus parâmetros através de análise inversa;
- **Capítulo 5, Procedimento experimental:** é explicado, inicialmente, o processo de obtenção dos provetes para os ensaios. De seguida explica-se com detalhe toda a metodologia experimental adotada, nomeadamente as análises realizadas ao material e os procedimentos experimentais de cada ensaio, máquinas de ensaios e parâmetros utilizados.
- **Capítulo 6, Resultados e Discussão:** são apresentados, analisados e discutidos os resultados de todos os ensaios realizados, com especial foco nos esforços medidos. É também realizada a identificação dos parâmetros do modelo constitutivo e apresentados os resultados das simulações numéricas dos ensaios experimentais.
- **Capítulo 7, Conclusões e trabalhos futuros:** apresentam-se as principais conclusões desta dissertação e propostas de eventuais trabalhos futuros.

2 Alumínio e Suas Ligas

O alumínio (Al) é o terceiro elemento mais abundante na Terra, correspondendo a 8% da crosta terrestre, e não ocorre naturalmente sob a forma metálica mas é encontrado em rochas, argila, solo e vegetação, combinado com oxigênio e outros elementos [4, 5].

O principal minério do alumínio é a bauxite, que consiste essencialmente em óxido de alumínio hidratado ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) e outros óxidos. A extração do alumínio a partir da bauxite inicia-se pela lavagem e esmagamento do mineral em pós finos, seguido do processo Bayer, onde a bauxite é convertida em alumina pura e, por fim, processa-se a eletrólise onde a alumina é separada em alumínio e oxigênio [6].

O processo de redução eletrolítica, que permitiu a obtenção de alumínio a partir de óxido de alumínio (Al_2O_3), também designado por alumina, foi desenvolvido em 1886 por Charles Hall e Paul Heroult.

O alumínio possui uma estrutura cristalina cúbica de faces centradas (FCC), alta ductilidade à temperatura ambiente e é relativamente fácil de maquinar. Comparado com outros materiais de engenharia, o alumínio possui baixa temperatura de fusão, sendo esta aproximadamente 660 °C [7]. Está disponível comercialmente com um grau de pureza na ordem dos 99%, massa volúmica de 2,7 g/cm³, possui elevada condutibilidade térmica e elétrica e elevada resistência à corrosão. Neste estado a sua resistência à tração é de apenas 90 MPa revelando-se um material muito dúctil, e para melhorar as suas propriedades mecânicas são adicionados elementos de liga [8, 9].

Ligas de alumínio podem ser formadas através da adição de elementos químicos como o cobre, zinco, manganês, silício, magnésio, ferro, etc.

Os elementos de liga são utilizados para melhorar as propriedades mecânicas, melhorar a colabilidade (ou vazabilidade ou fluidez), no caso das ligas de fundição ou para alterar a microestrutura do material. Alguns elementos de liga são indesejados, considerados impurezas e, portanto, o seu teor máximo é rigorosamente controlado.

As indústrias onde o alumínio e suas ligas são mais utilizados, quer em elementos estruturais como em componentes dos motores de combustão, são a indústria automóvel e aeroespacial, devido à necessidade que estas têm por materiais leves.

2.1 Ligas de Alumínio

O alumínio pode ser combinado com a maior parte dos metais de engenharia produzindo diversas ligas, o que permite a obtenção de várias características tecnológicas, de acordo com as necessidades do produto final. No entanto não é possível obter uma liga que combine todas as propriedades ótimas para determinada aplicação, sendo necessário um compromisso entre vantagens e desvantagens de cada uma aquando da sua seleção.

As ligas de alumínio são divididas em dois grandes grupos:

- Ligas trabalháveis ou para conformação plástica (*Wrought Aluminum Alloys*)
- Ligas de fundição (*Casting Aluminum Alloys*);

Estes grupos estão ainda subdivididos em diferentes classes, em função dos elementos de liga presentes na composição química [5].

Ligas trabalháveis ou para conformação plástica são ligas produzidas em forma de lingote ou tarugo e posteriormente trabalhadas por qualquer um de vários processos, tais como laminagem, extrusão, forjamento, trefilagem ou outro processo de fabrico de metais para produzir produtos semiacabados a partir dos quais os produtos finais serão fabricados.

O termo ligas de fundição refere-se às ligas que geralmente são usadas em peças moldadas na forma final ou quase final. De um modo geral, as ligas de fundição não são usadas para posterior laminagem, extrusão, forjamento ou outros processos de conformação de metais. A fundição geralmente não se aplica à produção de lingotes, tarugos ou outras ações primariamente destinadas a posterior trabalho mecânico [10].

O sistema de designação das ligas trabalháveis segundo a *Aluminum Association* (AA), representado na Tabela 1, consiste em quatro dígitos numéricos, sendo que o primeiro dígito diz respeito ao principal elemento de liga, o segundo define variações na liga original, que são tipicamente definidas por diferenças na quantidade de um ou mais elementos de liga, e o terceiro e quarto dígitos identificam a liga específica dentro da série.

Tabela 1 - Designação das ligas de alumínio trabalháveis segundo a *Aluminum Association* [10]

SÉRIE	PRINCIPAL ELEMENTO DE LIGA
1XXX	Maioritariamente alumínio puro (99% ou mais)
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Não atribuído

As ligas de fundição distinguem-se das ligas trabalháveis principalmente devido à sua percentagem de silício, uma vez que é necessária elevada colabilidade do material. Relativamente aos outros metais, as ligas de alumínio são as mais versáteis entre as ligas de fundição devido à sua boa colabilidade, o que permite o preenchimento de secções de reduzida espessura, relativamente baixo ponto de fusão e condutividade térmica elevada, que possibilita rápida transferência de calor da peça para a moldação permitindo ciclos curtos. Muitas ligas de alumínio para fundição não apresentam problemas de fissuração a quente nem interações com a cavidade da moldação, permitindo obter peças com elevada qualidade superficial.

Segundo a *Aluminum Association*, as ligas de fundição são designadas por quatro dígitos numéricos, com um ponto entre o terceiro e o quarto, como se pode ver na Tabela 2 [11]. O primeiro dígito diz respeito ao principal elemento de liga, o segundo e terceiro correspondem à designação específica da liga e o quarto dígito identifica se é destinado a peças fundidas ou em forma de lingote.

Tabela 2 - Designação das ligas de alumínio de fundição segundo a *Aluminum Association* [11]

SÉRIE	PRINCIPAL ELEMENTO DE LIGA
1XX.X	Maioritariamente alumínio puro (99% ou mais)
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício mais cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Não atribuído

Nas designações do tipo 1xx.x, o segundo e terceiro dígitos indicam o conteúdo mínimo de alumínio. Por exemplo, a liga 170.0 contém 99,70% de Al. Nas designações entre 2xx.x a 8xx.x, o segundo e terceiro dígitos não possui significância numérica, apenas servindo para identificar a liga em questão. Nas ligas de fundição, o quarto dígito, à direita do ponto decimal significa:

- 0 – Indica peças fundidas;
- 1 – Indica forma de lingote;
- 2 – Indica forma de lingote com faixa de composição mais restrita que o anterior.

2.2 Séries e Elementos de Liga

Apesar de terem sido desenvolvidas várias ligas de alumínio de fundição, existem sete principais séries ou famílias:

- Alumínio-cobre (2xx)
- Alumínio-silício-cobre (3xx)
- Alumínio-silício (4xx)
- Alumínio-silício-magnésio (5xx)
- Alumínio-magnésio (7xx)
- Alumínio-estanho (8xx)

As suas principais propriedades e efeitos dos elementos de liga serão explicitados de seguida [11].

2.2.1. Alumínio-Cobre

Ligas de alumínio-cobre têm sido extensivamente utilizadas para fundição e trabalho mecânico quando resistência e tenacidade são requisitos. Estas ligas apresentam elevada resistência e dureza à temperatura ambiente e temperaturas elevadas, sendo comum a presença de certas quantidades de magnésio. A adição de prata acelera a resposta ao envelhecimento e reduz o risco de corrosão sob tensão.

Esta série, tratável termicamente, representa as ligas mais resistentes entre todas as ligas comerciais. Com impurezas controladas é possível também obter excelentes ductilidades. A combinação entre propriedades de resistência e ductilidade garante uma tenacidade excepcional.

As ligas de alumínio contendo cobre são as menos resistentes à corrosão. O cobre é tipicamente o elemento de liga base para melhorar as propriedades mecânicas a elevadas temperaturas, muitas vezes com adições de níquel.

2.2.2. Alumínio-Silício-Cobre

Entre as ligas de alumínio para fundição mais usadas estão as ligas de alumínio-silício-cobre. As quantidades de ambos os elementos de liga podem variar largamente, sendo que em algumas ligas o cobre predomina e noutras predomina o silício. O cobre contribui para melhorar a resistência e maquinabilidade e o silício melhora a colabilidade e reduz a aparição de rechupes. Ligas contendo mais elevadas concentrações hipoeutéticas de silício são normalmente mais adequadas para fundições mais complexas e para moldações permanentes e fundição injetada.

As ligas mais importantes desta série são as que contêm magnésio. É melhorada a resposta ao tratamento térmico, levando a uma gama de propriedades muito atrativa incluindo resistências muito elevadas.

Muitas ligas hipereutéticas de silício (12 a 30% Si) também contêm cobre. A fase primária de silício concede resistência ao desgaste excelente e o cobre contribui para o endurecimento da matriz e confere elevada resistência à temperatura.

2.2.3. Alumínio-Silício

Ligas binárias de alumínio-silício exibem excelente fluidez, colabilidade e resistência à corrosão. Estas ligas apresentam baixa resistência e maquinabilidade. A ductilidade pode ser excepcional, dependendo da baixa concentração de impurezas e características da microestrutura. A resistência, ductilidade e colabilidade das ligas hipoeutéticas de alumínio-silício podem ser melhoradas por modificação do eutético alumínio-silício. Esta modificação é particularmente vantajosa em fundição em areia.

As ligas desta série exibem baixa densidade e baixo coeficiente de expansão térmica.

2.2.4. Alumínio-Silício-Magnésio

A adição de magnésio às ligas de alumínio-silício forma a base para uma extremamente importante e útil série de ligas que combinam extraordinárias características de fundição com excelentes propriedades após tratamento térmico. Possuem igualmente excelente resistência à corrosão e um baixo nível de expansão térmica.

Apesar de não serem tão resistentes como as ligas Al-Cu e Al-Si-Cu, várias ligas de Al-Si-Mg apresentam propriedades mecânicas muito satisfatórias.

2.2.5. Alumínio-Magnésio

Estas são essencialmente ligas binárias de fase única com resistência e tenacidade média a alta. A sua característica mais importante é a resistência à corrosão, incluindo à água do mar e ambientes marinhos. Esta característica é a base para a sua utilização extensiva no processamento de comida e bebida. Ligas de Al-Mg oferecem excelente soldabilidade e são frequentemente utilizadas em aplicações arquitetónicas e decorativas. Têm boa maquinabilidade, e aparência atrativa quer após fundição, maquinagem, polimento ou anodização.

O magnésio nas ligas de alumínio aumenta as taxas de oxidação. No estado fundido, perdas de magnésio podem ser significativas e óxidos de alumínio e magnésio podem afetar a qualidade da fundição. O potencial para inclusões é especialmente importante uma vez que várias aplicações envolvem polimento e fino acabamento superficial.

2.2.6. Alumínio-Zinco-Magnésio

As ligas de alumínio-zinco-magnésio apresentam tipicamente propriedades de tração moderadas a boas, após fundição. As ligas desta série possuem temperaturas de fusão elevadas, uma vantagem em fundições que serão posteriormente brasadas.

A sua maquinabilidade e resistência à corrosão são geralmente boas. A colabilidade destas ligas é fraca e são necessárias boas práticas de fundição para minimizar os defeitos de fissuras e rechupes a quente.

2.2.7. Alumínio-Estanho

O estanho é o elemento de liga mais abundantemente utilizado em rolamentos. O seu peso reduzido minimiza as cargas em aplicações alternadas e a dissipação de calor melhora a vida dos rolamentos. Ligas contendo 5,0 a 7,0% Sn são amplamente utilizadas em rolamentos e buchas onde baixa fricção, resistência à compressão, resistência à fadiga e resistência à corrosão são critérios importantes. Adições de cobre, níquel e magnésio contribuem para maior dureza e resistência e silício é adicionado para melhorar a colabilidade, reduzir rechupes e aumentar a tensão limite elástico à compressão.

Alumínio e estanho são essencialmente imiscíveis, sendo que antes e após solidificação, o estanho está presente de forma dispersa.

2.3 Caracterização da Liga AlSi9Cu3

A liga AlSi9Cu3 é uma das mais comuns e largamente utilizadas ligas de alumínio. Este material oferece excelente resistência específica e é comumente utilizada em componentes na indústria aeroespacial, automóvel e marinha. Apresenta boa colabilidade, maquinabilidade e propriedades mecânicas excelentes [12].

É uma liga de alumínio exclusiva da indústria de fundição, adequada para produtos onde sejam requisitos fundamentais para a sua aplicação, elevada resistência a altas temperaturas e baixo coeficiente de expansão térmica.

Esta liga tem a designação numérica EN AC – 46000 e por símbolos químicos EN AC – AlSi9Cu3, segundo a norma NP EN 1706 2000 [13], e segundo a *Aluminum Association* é designada por AA 333. Na Tabela 3 está representada a composição química de referência desta liga [8].

Tabela 3 – Composição química da liga AlSi9Cu3 segundo a norma NP EN 1706 2000 [13]

Composição química (% em massa)														
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Outros		Al
												Cada	Total	
Min.	8,0		2,0		0,05									Rest.
Máx.	11,0	1,3	4,0	0,55	0,55	0,15	0,55	1,2	0,35	0,25	0,25	0,05	0,25	

A liga AlSi9Cu3 é composta, principalmente, pelos elementos de liga Silício, com teor nominal de 9% e Cobre, com teor nominal de 3%. Os elementos referidos na Tabela 3 como “Outros” são considerados impurezas e, portanto, os seus teores máximos deverão ser controlados, de forma a garantir as propriedades mecânicas estabelecidas na norma.

2.3.1. Elementos de Liga e Microestrutura

O principal elemento de liga é o silício e considerando o diagrama de equilíbrio binário Al-Si, representado na Figura 2, verifica-se que não existem fases intermédias, sendo notória a existência de um ponto eutético, cuja percentagem em massa de silício é de 12.2% a uma temperatura de aproximadamente 577 °C. Dependendo do teor de silício as ligas podem ser classificadas em ligas hipoeutéticas (Si < 12%), ligas eutéticas (12-13% Si) e ligas hipereutéticas (Si > 13%) [8, 14].

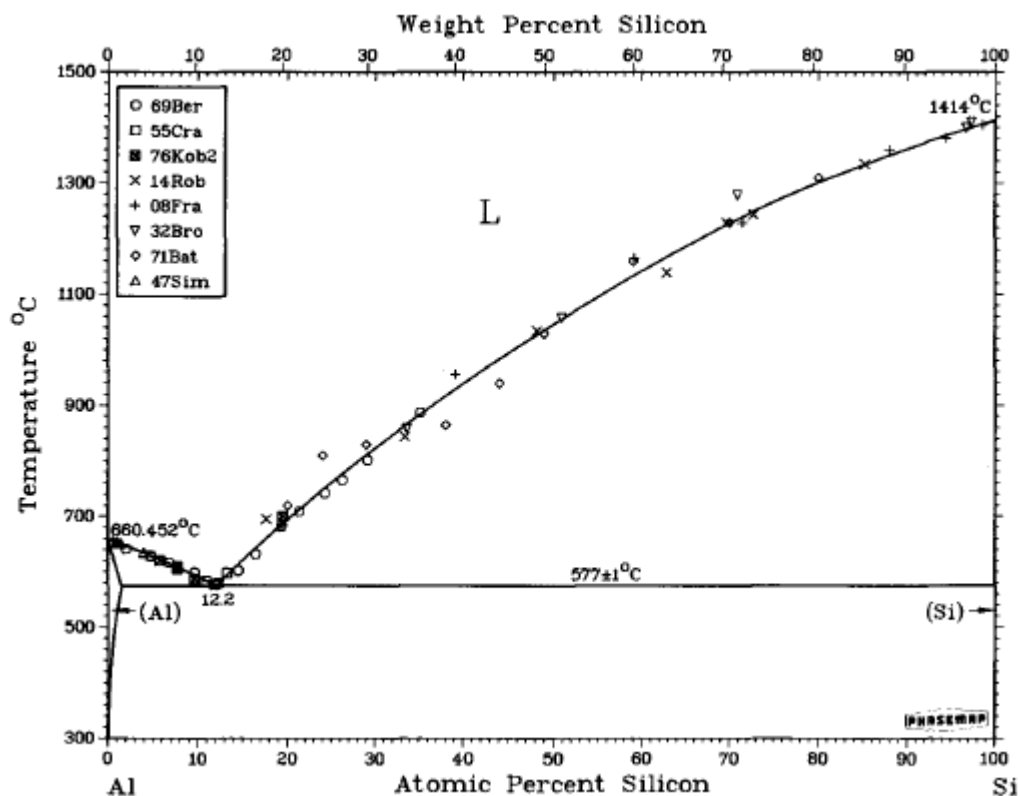


Figura 2 – Diagrama de equilíbrio binário Al-Si [14]

A microestrutura previsível para a liga AlSi9Cu3, com 9% Si, considerando o diagrama de equilíbrio Al-Si ampliado, representado na Figura 3, deverá ser de aproximadamente 30% de cristais primários de solução sólida de silício no alumínio, fase α , com a restante parte de eutético (Al+Si).

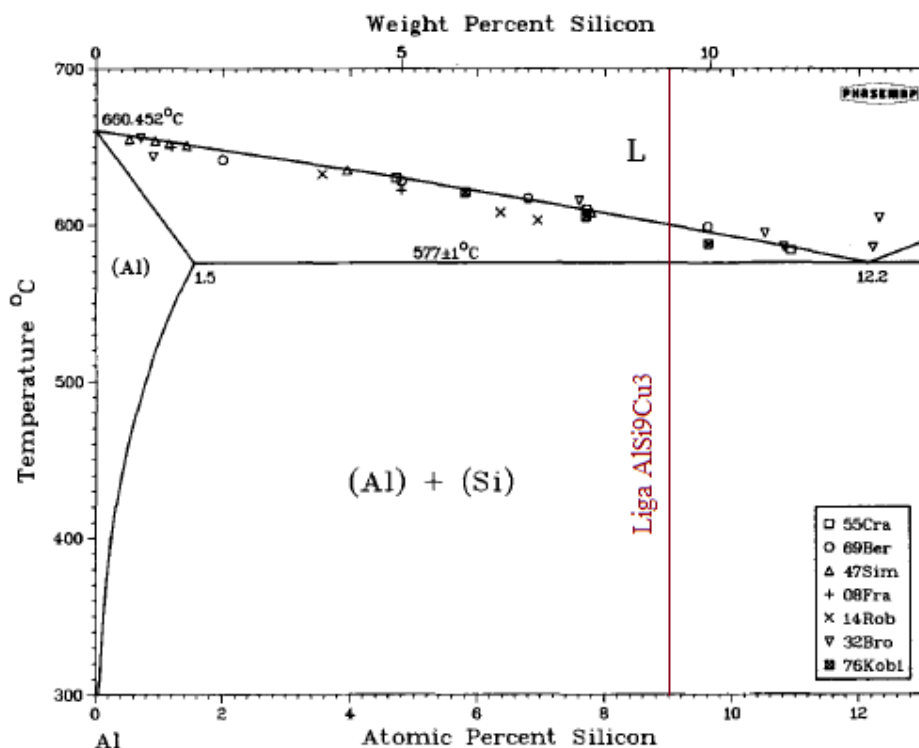


Figura 3 – Diagrama de equilíbrio binário Al-Si ampliado com representação da liga AlSi9Cu3 (adaptado de [14])

A microestrutura previsível, após fundição é composta por uma matriz α , silício eutético na forma lamelar, formas escuras na Figura 4 (a), e várias fases intermetálicas. Podem também ser observadas fases intermetálicas de ferro, Al_5FeSi , na forma de agulhas negras na Figura 4 (b), que precipitam na forma lamelar em regiões interdendríticas ou intergranulares. Lamelas longas de Al_5FeSi podem afetar negativamente as propriedades mecânicas, especialmente a ductilidade e, para além disso, conduzem ao aparecimento de porosidade excessiva nas fundições [15].

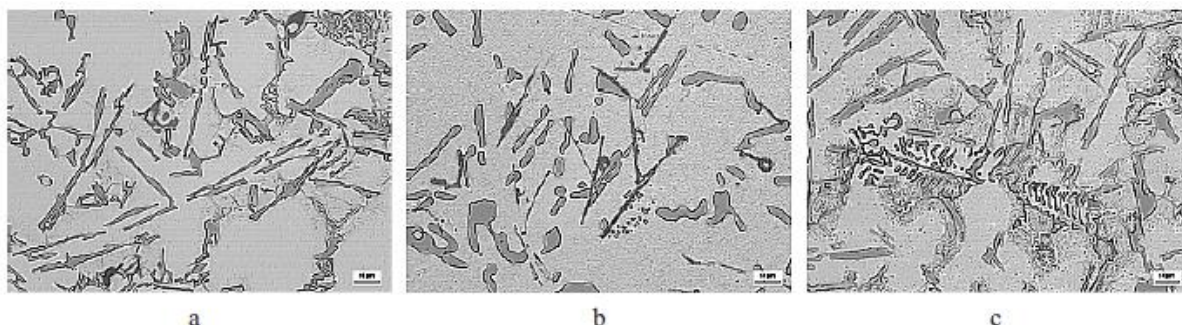


Figura 4 - Microestrutura típica da liga AlSi9Cu3: (a) matriz α e lamelas de Si eutético; (b) fases Al_5FeSi , Al-Al₂Cu-Si; (c) fase $\text{Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}$ em “escrita Chinesa” [15]

Encontram-se também fases intermetálicas contendo cobre, Al_2Cu , precipitadas nas regiões interdendríticas, ou nas fronteiras de grão. O seu aparecimento deve-se à sua tendência para precipitar e devido à formação de um eutético ternário Al-Al₂Cu-Si, Figura 4 (b).

Outra fase intermetálica comum é a fase $\text{Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}$ com estrutura cristalina cúbica. Esta fase tem uma morfologia compacta na forma de “escrita chinesa”, como se observa na Figura 4 (c), e afeta de forma menos acentuada as propriedades mecânicas, quando comparada com a fase Al_5FeSi , uma vez que não possui forma de agulhas, sendo então menos suscetível à iniciação de fendas durante a solidificação do material.

2.3.2. Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas da liga dependem da sua composição química. A adição de elementos de liga tais como o cobre e magnésio permitem o seu tratamento térmico de forma a melhorar as propriedades mecânicas da liga. O tratamento térmico mais frequente nestas ligas é o tratamento de solubilização seguido de envelhecimento artificial.

Este tratamento afeta a microestrutura da liga através da dissolução de Al_2Cu grosseiro, homogeneização da microestrutura e alteração da morfologia do eutético Al-Si, como se pode observar na Figura 5. Esta modificação permite o desaparecimento da estrutura lamelar permitindo uma melhoria na ductilidade do material [8, 15].

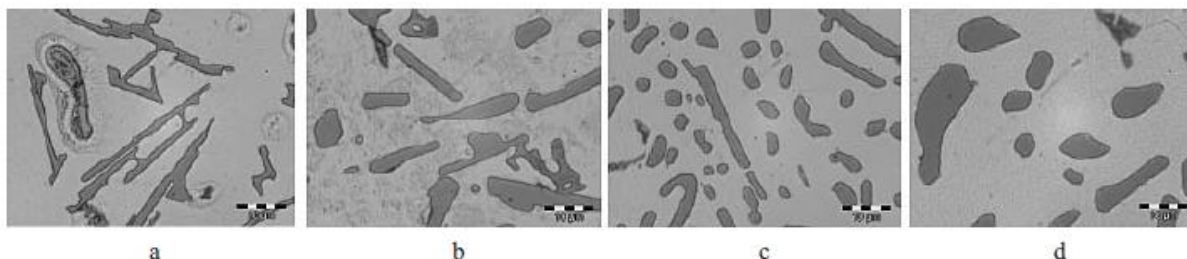


Figura 5 - Alteração do eutético por tratamento térmico: a) não tratado; b) tratamento térmico a 505°C/8h; c) tratamento térmico a 515°C/8h; d) tratamento térmico a 525°C/8h [15]

Os valores mínimos para as propriedades mecânicas da liga para produtos fundidos, definidas pela normalização, nomeadamente os valores para a tensão de rotura à tração (R_m), tensão limite convencional de proporcionalidade ($R_{p0,2}$), extensão após rotura (A) e dureza *Brinell* (HB), no estado bruto de fundição estão representados na Tabela 4 [8, 9, 13, 15].

Tabela 4 – Designação e propriedades mecânicas da liga AlSi9Cu3 segundo a norma NP EN 1706 2000 [13]

Designação da liga		R_m (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	HB	A (%)
Numérica	Química	240	140	80	<1
EN AC-46000	AlSi9Cu3				

3 Ensaios Mecânicos e Tecnológicos para Caracterização de Materiais

A importância da caracterização de materiais por via de ensaios mecânicos e tecnológicos não se limita ao estudo dos valores de resistência dos materiais para diferentes condições de trabalho. É também essencial no processo de simulação de operações de corte por métodos numéricos. Os ensaios permitem a obtenção dos parâmetros de entrada a inserir nos modelos de material para simulação numérica e constituem também uma ferramenta de validação dos mesmos modelos através de métodos de análise inversa. Estes aspetos serão abordados mais adiante.

As propriedades mecânicas de um material determinam o seu comportamento quando sujeitos a solicitações mecânicas. Alguns exemplos de tais propriedades são o módulo de elasticidade, ductilidade, dureza e outras medidas de resistência. São importantes ao nível do projeto uma vez que a função e performance de um produto dependem da sua capacidade para resistir à deformação quando sujeito às tensões de serviço. Em situações de projeto, o objetivo é que o produto e os seus componentes suportem essas tensões sem que ocorram significantes alterações na sua geometria. Esta capacidade depende de propriedades como o módulo de elasticidade e tensão limite de elasticidade. Ao nível do fabrico, o objetivo é precisamente o oposto. Devem ser aplicadas tensões que excedam a tensão limite de elasticidade do material de forma a alterar a sua forma. Processos tecnológicos tais como a conformação plástica e a maquinagem tem sucesso através da aplicação de forças que excedem o limite elástico do material.

Propriedades mecânicas que são desejáveis ao nível do projeto dos equipamentos, tais como resistência elevada, normalmente tornam o processo de fabrico mais difícil [6].

É importante então conhecer as propriedades mecânicas dos materiais de forma a conseguir corresponder às necessidades, quer dos produtos ao nível do projeto, como das ferramentas e forças a aplicar ao nível do fabrico. As propriedades mecânicas dos materiais são obtidas a partir de variados tipos de ensaios mecânicos.

Existem três tipos de tensões estáticas às quais os materiais são sujeitos: tração, compressão e corte.

A curva tensão-extensão é a relação básica que descreve as propriedades mecânicas dos materiais para os três tipos de solicitação.

A classificação do processamento mecânico de materiais de acordo com o desencadeamento e propagação de fendas permite dividir os processos de fabrico em dois grupos:

- Processos baseados em plasticidade e atrito
- Processos baseados em plasticidade, atrito e fratura

O primeiro grupo inclui processos como, por exemplo forjamento, extrusão, estampagem e quinagem, onde o volume de material não é alterado. O segundo grupo inclui processos de corte de material tais como arrombamento, torneamento, fresagem, furação e outros processos de maquinagem, onde após deformação plástica, porções de material são removidos da peça inicial devido à fratura [16].

As condições encontradas no processo de corte por arranque de apara tornam a caracterização material, um tema complexo. O complexo estado de tensão, as elevadas taxas de deformação e temperaturas, como representado na Figura 6, condicionam o comportamento dos materiais. Por este motivo, é necessário, de forma a corretamente caracterizar um material para condições de maquinagem, a realização de ensaios mecânicos e de ensaios tecnológicos que representem estas condições. É de grande importância, portanto, caracterizar o material para condições de compressão, condições de corte, abrangendo várias taxas de deformação assim como diferentes temperaturas

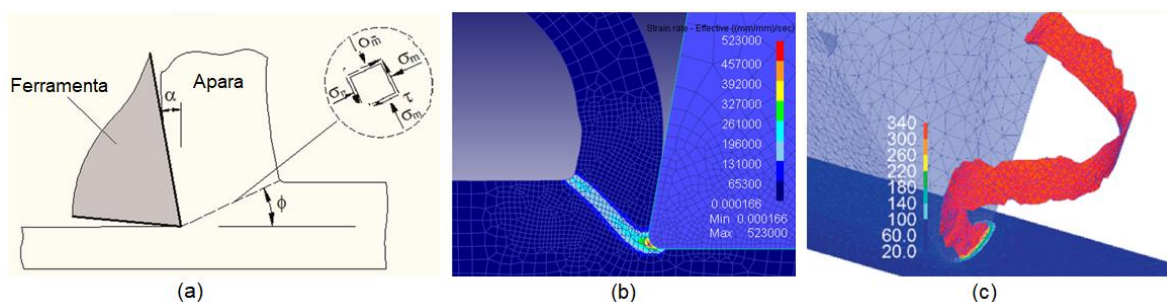


Figura 6 – Condições às quais o material se encontra sujeito no processo de maquinagem: (a) estado de tensão em corte ortogonal [16]; (b) taxas de deformação em simulação de corte ortogonal [17]; (c) campo de temperaturas em simulação de torneamento cilíndrico 3D [12]

Serão de seguida referenciados vários tipos de ensaios que podem ser utilizados para caracterização de materiais com vista à sua maquinagem, em particular à simulação dos processos de maquinagem.

3.1 Relações Tensão-Extensão

As curvas tensão-extensão podem ser apresentadas em duas formas distintas, a saber:

- Tensão-extensão convencional ou de engenharia, sendo esta a forma mais comum em normas de ensaios de caracterização da resistência dos materiais;
- Tensão-deformação real ou verdadeira, que tem em conta o efeito da estrição no cálculo da tensão e considera uma definição logarítmica de extensão.

3.1.1. Tensão-Extensão de Engenharia

As tensões e extensões de engenharia são definidas em função da secção e comprimento de referência iniciais do provete. Na Figura 7 está representada uma curva típica tensão-extensão de engenharia correspondente a um ensaio de tração a um provete metálico.

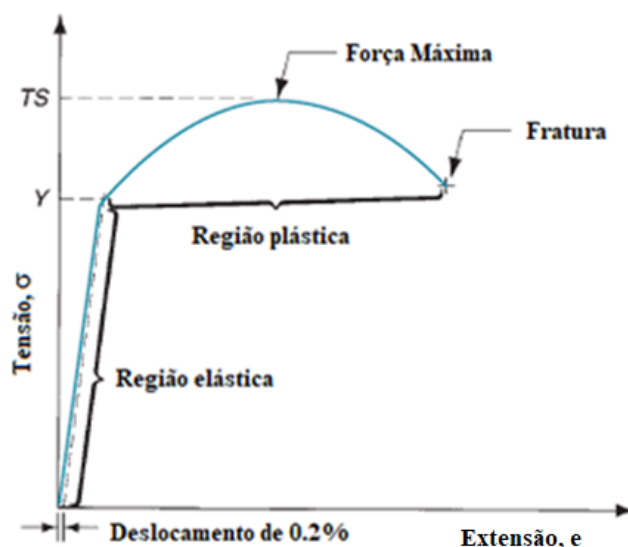


Figura 7 - Curva típica da tensão-extensão de engenharia de um ensaio de tração de um provete metálico com alguma ductilidade (adaptado de [6])

A tensão de engenharia, num dado ponto da curva, é definida como a força dividida pela área da secção inicial:

$$s = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

onde s é a tensão de engenharia (MPa), F é a força (N) aplicada durante o ensaio, e A_0 (mm^2) é área inicial da secção transversal do provete.

A deformação de engenharia num dado ponto é dada por:

$$e = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2)$$

onde e é a deformação de engenharia (mm/mm), L é o comprimento (mm) de referência num dado ponto durante o ensaio e L_0 é o comprimento de referência inicial do provete.

A curva tensão-extensão tem duas regiões distintas, indicando duas formas distintas de comportamento do material:

- Região elástica
- Região plástica

Na região elástica, a relação entre tensão e extensão é linear, exibindo o material um comportamento elástico, retornando ao seu comprimento inicial quando a tensão é libertada. Esta relação linear é definida pela lei de Hooke:

$$s = Ee \quad (3)$$

onde E é o módulo de elasticidade, uma medida da rigidez inerente ao material. O módulo de elasticidade ou módulo de Young é uma constante que varia de material para material. O módulo de elasticidade do alumínio ronda os 69 GPa [6].

No final da região elástica existe um ponto a partir do qual o material começa a ceder e a deformar plasticamente. Esse ponto, Y , é designado ponto de cedência, e por vezes é difícil de identificar na curva tensão-extensão, uma vez que nem sempre ocorre uma mudança brusca de declive entre a região elástica e a região plástica. Sendo assim, o ponto Y é usualmente definido como a tensão para a qual ocorre uma extensão permanente de 0,2%. Na prática corresponde à intersecção da curva tensão-extensão com uma reta paralela à região elástica, com um desvio de 0,2% de deformação. Este ponto é uma tensão característica do material e,

portanto, é muitas vezes referido como tensão de cedência, ou tensão limite de elasticidade, ou mesmo tensão de proporcionalidade a 0,2% ($R_{p0.2}$). [6]. A tensão limite elástico nas ligas de alumínio varia entre uma vasta gama de valores, sendo que para a liga em estudo esse valor é de aproximadamente 140 MPa.

Este ponto marca a transição da região elástica para a região plástica e o início da deformação plástica do material. À medida que a força é aumentada para além do ponto de cedência, a extensão do provete durante um ensaio de tração, por exemplo, ocorre a uma taxa muito mais elevada do que anteriormente, acompanhada de uma redução uniforme da secção transversal do provete, consistente com a conservação do seu volume.

Finalmente, a força aplicada atinge o valor máximo, e a tensão de engenharia calculada neste ponto é denominada de tensão de rotura do material (R_m). Para as ligas de alumínio estes valores podem chegar aos 350 MPa [6].

À direita da tensão de rotura na curva tensão-extensão, a força começa a decrescer e o provete inicia um processo de deformação localizada denominado de estricção. A estricção caracteriza-se pela concentração da deformação numa secção específica do provete, diminuindo a sua área de secção significativamente até à ocorrência de fratura. A tensão calculada imediatamente após fratura é denominada tensão de fratura.

3.1.2. Tensão-Extensão Real

A utilização da área de secção e comprimento de referência iniciais para o cálculo da tensão e extensão, respetivamente, só fazem sentido para obtenção de propriedades do material para projeto de produtos, uma vez que é desejado que estes suportem as tensões aplicadas sem deformações apreciáveis, isto é, sem alteração significativa da secção e comprimento iniciais.

No entanto, ao longo de um ensaio mecânico essas medidas sofrem alterações e, portanto, é necessário conhecer o real (instantâneo) valor da tensão e extensão num dado momento do ensaio.

A tensão real é obtida dividindo a força aplicada pelo valor instantâneo da área de secção transversal:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (4)$$

onde σ (MPa) é a tensão real, F (N) é a força aplicada e A (mm²) é a área da secção transversal no instante desejado.

Da mesma forma, a extensão real fornece uma informação mais realista acerca da extensão instantânea por elemento de material. O seu valor num ensaio de tração pode ser estimado, dividindo a extensão total em pequenos incrementos e calculando a extensão de engenharia para cada um deles. De seguida somam-se os valores de todas as extensões. No limite a extensão verdadeira, também conhecida como extensão logarítmica, é definida como:

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad (5)$$

onde L é o comprimento de referência instantâneo num dado momento do ensaio.

Na Figura 8 está representada a curva tensão-extensão real. Na zona elástica, a curva é virtualmente igual à curva tensão-extensão de engenharia, uma vez que os valores da extensão são reduzidos e a tensão real é aproximadamente igual à tensão de engenharia, uma vez que não ocorre, nesta região, redução significativa da área da secção transversal do provete. Então, a lei de Hooke pode ser aplicada para relacionar a tensão e extensão reais:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (6)$$

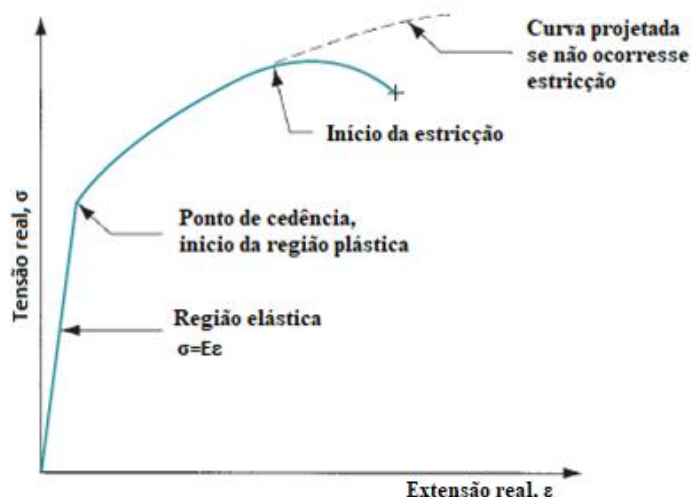


Figura 8 – Curva tensão real – deformação real para um ensaio de tração (adaptado de [6])

Na região plástica os valores da tensão real são superiores aos da tensão de engenharia, devido à diminuição da área instantânea da secção do provete em relação à área de secção inicial. É também possível observar uma diminuição da tensão após o início da estricção causada pelo dano. Se não ocorresse dano a curva teria um crescimento contínuo tal como representado na curva projetada a tracejado na Figura 8.

A deformação real pode-se relacionar com a deformação de engenharia através da equação (7):

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (7)$$

A tensão real relaciona-se com a tensão de engenharia através da equação (8):

$$\sigma = s(1 + e) \quad (8)$$

3.2 Ensaios Mecânicos de Compressão

Em processos de conformação plástica e maquinagem de materiais, operações de compressão são mais comuns do que operações de tração.

Num ensaio mecânico de compressão é aplicada uma força que comprime um provete cilíndrico entre dois pratos, como se observa no esquema da Figura 9. À medida que o provete é comprimido, a sua altura é reduzida e a sua secção transversal aumentada.

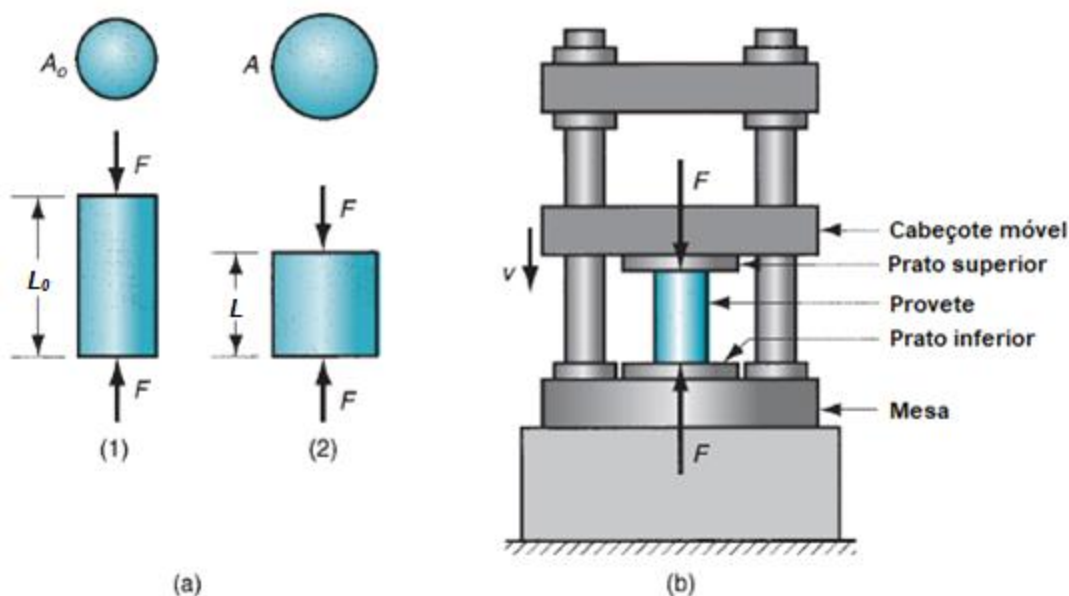


Figura 9 – Ensaio de Compressão: (a) força de compressão aplicada ao provete; (b) setup experimental para o ensaio (adaptado de [6])

A tensão de engenharia é calculada pela equação (1) e a extensão de engenharia num ensaio de compressão calcula-se pela equação (2). Uma vez que há um decréscimo da altura do provete durante o ensaio de compressão, a extensão terá valor negativo, mas é geralmente apenas considerado o seu valor absoluto.

Na Figura 10 está representada a curva típica tensão-extensão de engenharia de um ensaio de compressão de um material dúctil. A curva é dividida numa região elástica e numa região plástica. Mas neste caso a forma da região plástica é diferente do que foi visto anteriormente. Esta alteração deve-se ao facto de a secção do provete aumentar à medida que o ensaio decorre, o que faz com que a força aumente mais rapidamente. Isto resulta num maior valor da tensão de engenharia calculada.

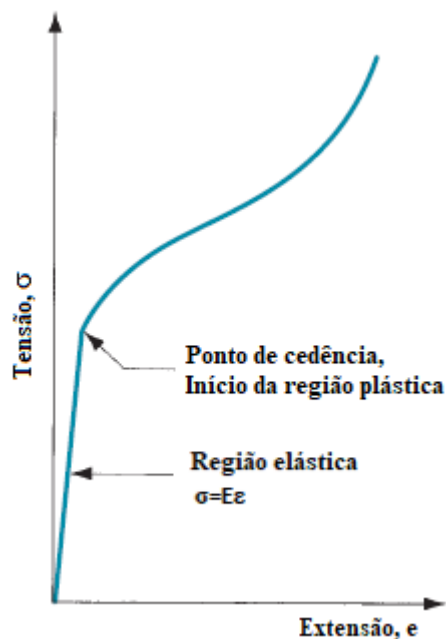


Figura 10 – Curva tensão-extensão típica de um ensaio de compressão (adaptado de [6])

O aumento da tensão na região plástica é também causado por efeitos de atrito entre o provete e os pratos de compressão. Durante a compressão, o atrito entre o provete e os pratos tem tendência a impedir o aumento de área nas extremidades do provete, consumindo energia adicional e resultando numa força aplicada superior. Para além disso, a secção transversal do provete tem tendência a aumentar mais na zona central do que nas extremidades, apresentando uma forma embarrilhada, como é possível ver na Figura 11.

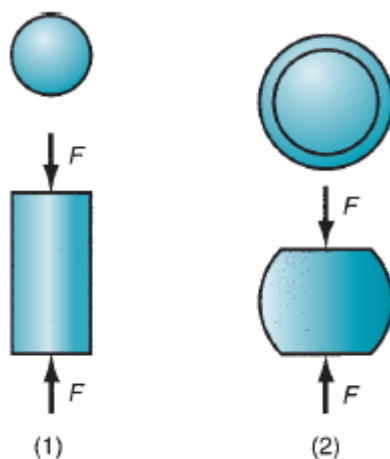


Figura 11 - Efeito de embarrilhamento num ensaio de compressão [6]

Apesar das diferenças encontradas nas curvas tensão-extensão de engenharia entre o ensaio de compressão e o ensaio de tração, a curva tensão-extensão real do ensaio de compressão é praticamente idêntica à obtida para um ensaio de tração, sobretudo se minimizados os efeitos do atrito no ensaio de compressão e se o material for isotrópico.

3.3 Ensaios Mecânicos de Tração

O ensaio de tração é o procedimento mais comum para estudar a curva tensão-deformação, em especial para metais.

Neste teste é aplicada uma força que traciona o material, levando-o a alongar e a reduzir o seu diâmetro, como se pode ver na Figura 12 (a).

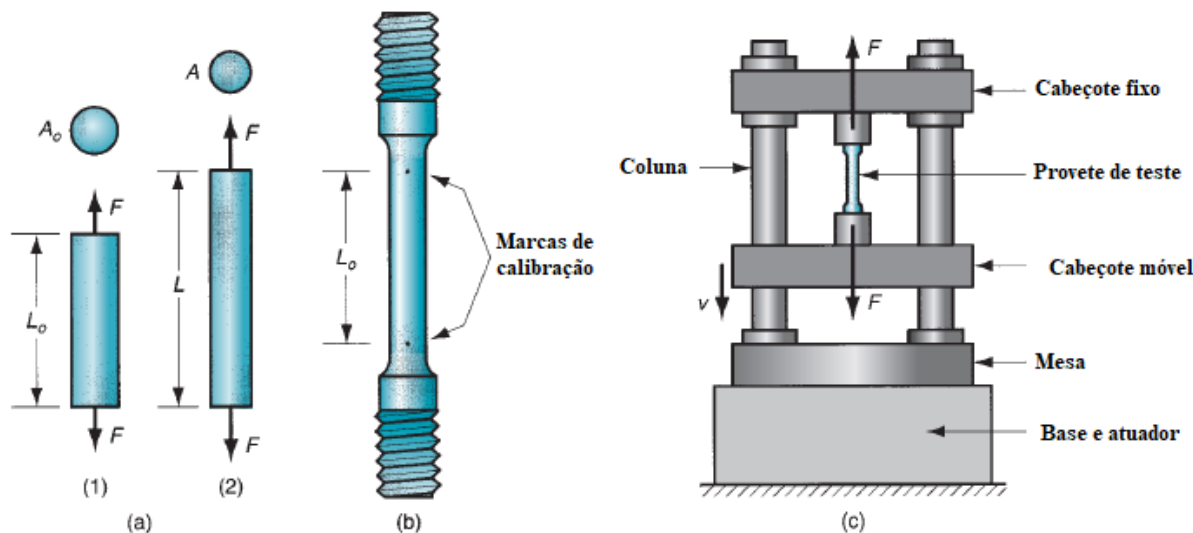


Figura 12 – Ensaio de tração: (a) força de tração aplicada em (1) e (2) resultando num alongamento do material; (b) Provete de tração típico; (c) setup de um ensaio de tração (adaptado de [6])

A ASTM (*American Society for Testing and Materials*) especifica a preparação do provete e os procedimentos do ensaio. Os provetes típicos e setup experimental estão representados na Figura 12 (b) e (c), respetivamente. O provete tem comprimento original, de referência, L_0 e área de secção transversal inicial, A_0 . Durante o ensaio, o provete sofre alongamento até ao ponto em que inicia a estricção e de seguida continua o alongamento até ocorrer fratura do material, como se observa na Figura 13. À medida que o ensaio decorre, são registados os valores da carga e alongamento do provete, dados necessários para o cálculo da relação tensão-extensão.

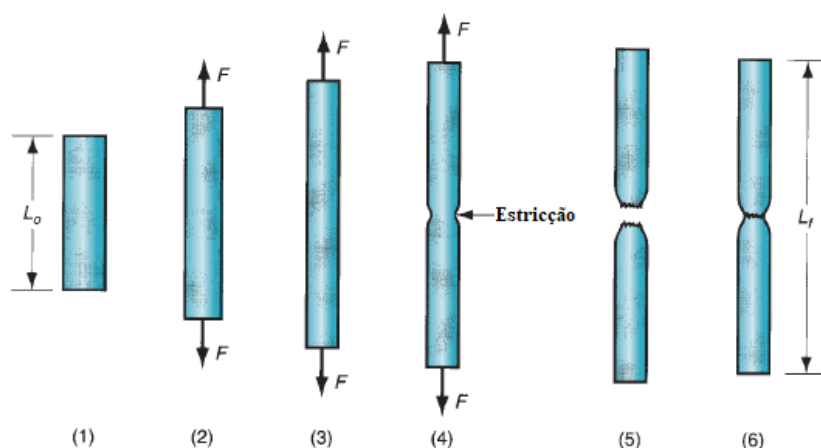


Figura 13 – Progresso típico de um ensaio de tração: (1) início do ensaio, sem aplicação de força; (2) alongamento uniforme e redução da secção do provete; (3) alongamento continuado, com força máxima atingida; (4) início da estricção, o valor da força começa a diminuir; (5) Fratura; (6) comprimento final do provete (adaptado de [6])

As curvas típicas tensão-extensão de um ensaio de tração são as representadas na Secção 3.1, na Figura 7 e na Figura 8.

3.4 Ensaios Mecânicos de Torção

Torção envolve a aplicação de tensões de corte em faces opostas, paralelas, de um elemento de material de forma a deformá-lo, como se observa na Figura 14.

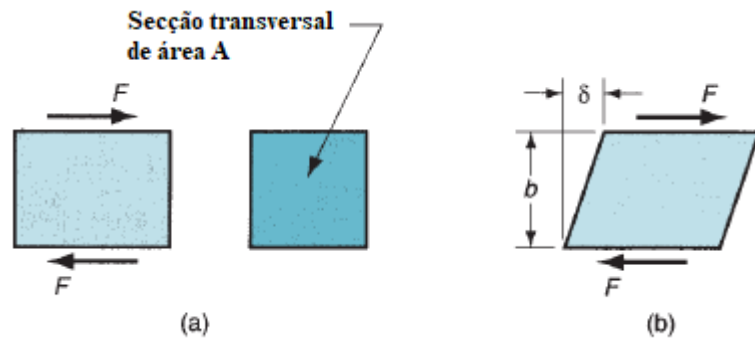


Figura 14 – (a) tensões e (b) extensões de corte ou distorções (adaptado de [6])

A tensão de corte é definida como:

$$\tau = \frac{F}{A} \quad (9)$$

onde τ é a tensão de corte (MPa), F é a força aplicada e A a área da superfície onde a força é aplicada.

A distorção é definida como:

$$\gamma = \frac{\delta}{b} \quad (10)$$

onde γ é a distorção, δ o deslocamento do elemento e b a distância ortogonal sobre a qual a deformação ocorre, representados na Figura 14 (b).

Um ensaio de torção procura relacionar a tensão e distorção, sujeitando por exemplo um provete tubular de parede fina a um binário T , como se pode ver na Figura 15. À medida que o binário é aumentado, o tubo deforma por torção, o que corresponde a uma distorção para esta geometria.

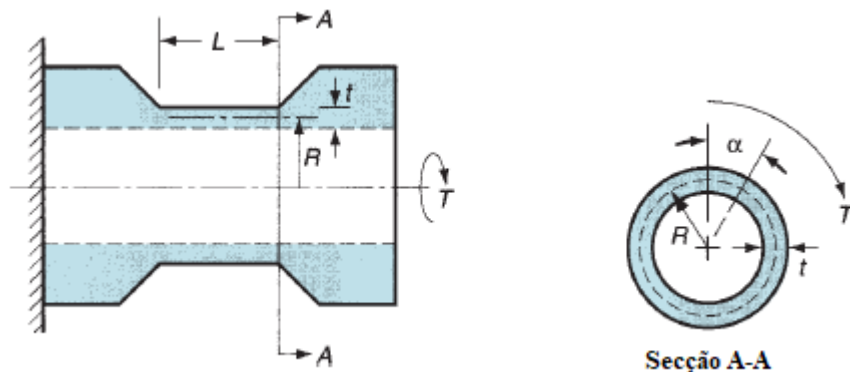


Figura 15 – Setup experimental de um ensaio de torção (adaptado de [6])

A tensão de corte pode ser obtida neste ensaio pela equação (11):

$$\tau = \frac{T}{2\pi R^2 t} \quad (11)$$

onde T (N mm) é o binário aplicado, R o raio médio do tubo e t a espessura da parede do tubo.

A distorção pode ser determinada pela expressão (12):

$$\gamma = \frac{R\alpha}{L} \quad (12)$$

onde α é o ângulo de torção e L o comprimento da zona de medição, representados na Figura 15.

Na Figura 16 está representada a curva tensão-extensão típica de um ensaio de corte, onde a relação tensão-extensão na zona linear pode ser definida como:

$$\tau = G\gamma \quad (13)$$

onde G (MPa) é o módulo de elasticidade transversal ou rigidez torsional, que para a maioria dos materiais isotrópicos pode ser aproximado pela expressão $G \approx 0,4E$, onde E é o módulo de elasticidade.

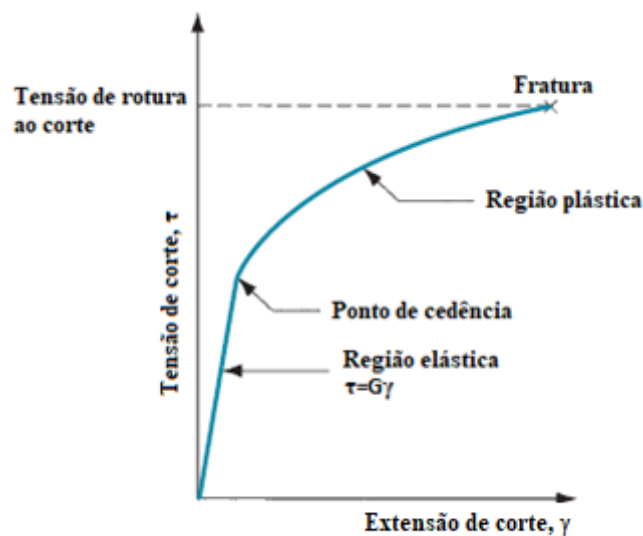


Figura 16 – Curva tensão-extensão típica de um ensaio de corte (adaptado de [6])

A tensão de rotura ao corte τ_r , que ocorre quando se dá a fratura do material pode ser estimada a partir de um ensaio de tração como sendo $\tau_r \approx 0,7R_m$, sendo R_m a tensão de rotura do material à tração [6].

Processos de corte são muito comuns na indústria. Tensões de corte são aplicadas para cortar metal nos processos de arrombamento, puncionamento e outras operações de corte. Em maquinagem, o material é removido sobretudo por um mecanismo de deformação ao corte.

3.5 Ensaios Tecnológicos de Arrombamento

De acordo com Bai e Dodd [18], um ensaio de arrombamento é um procedimento simples, onde o punção é desenhado com forma plana. O corte de material por arrombamento processa-se por uma ação de corte entre um punção e uma matriz, como está representado na Figura 17, em que o punção, móvel, empurra uma porção de material na forma de uma chapa entre uma abertura na matriz, fixa.

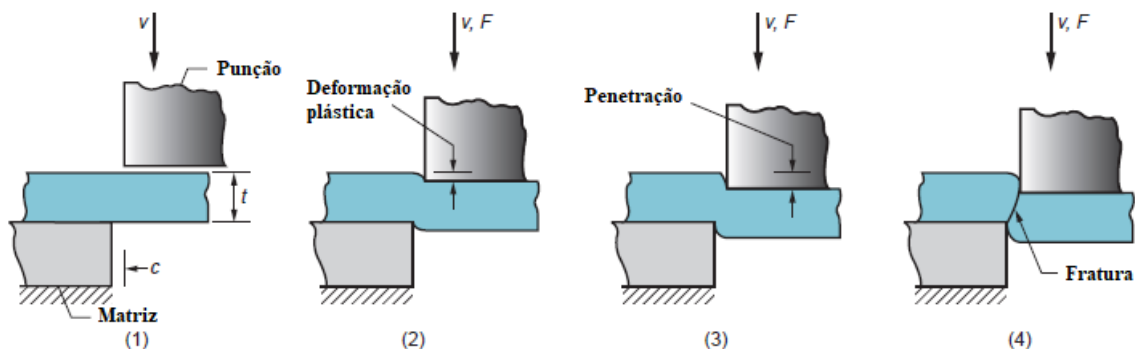


Figura 17 – Arrombamento de uma chapa de metal entre duas arestas de corte (adaptado de [6])

O movimento vertical negativo do punção deforma o provete plasticamente. Com o decorrer da penetração do punção, dá-se o início da fratura e o consequente corte do material.

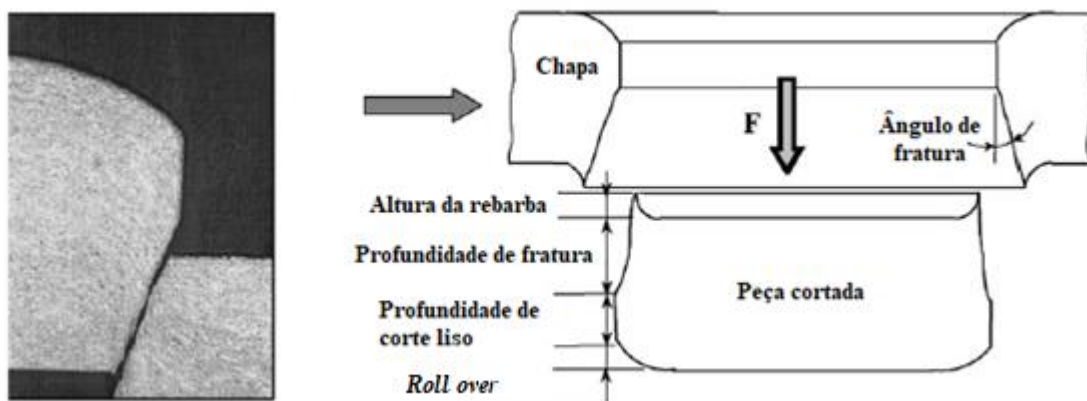


Figura 18 – Geometria de uma superfície de arrombamento (adaptado de [19])

A qualidade das peças obtidas por arrombamento depende da geometria da superfície de arrombamento, representada na Figura 18 [19]. Na zona inferior da chapa ocorre um fenómeno de “roll over” da superfície, correspondente à tração provocada pelo punção na chapa antes de se iniciar o corte. É o local onde se inicia a deformação plástica. De seguida verifica-se uma região de corte liso, resultante da penetração do punção antes de ocorrer fratura do material. A região que se segue é a zona de fratura, uma superfície relativamente rugosa onde o movimento descendente contínuo do punção causou fratura no material. Finalmente verifica-se uma rebarba na zona em contacto com o punção, correspondendo a um canto afiado no limite da superfície causado pela elongação do material durante a separação final das duas peças.

Na Figura 19 está representada, esquematicamente, a curva força-deslocamento do punção típica de um ensaio de arrombamento.

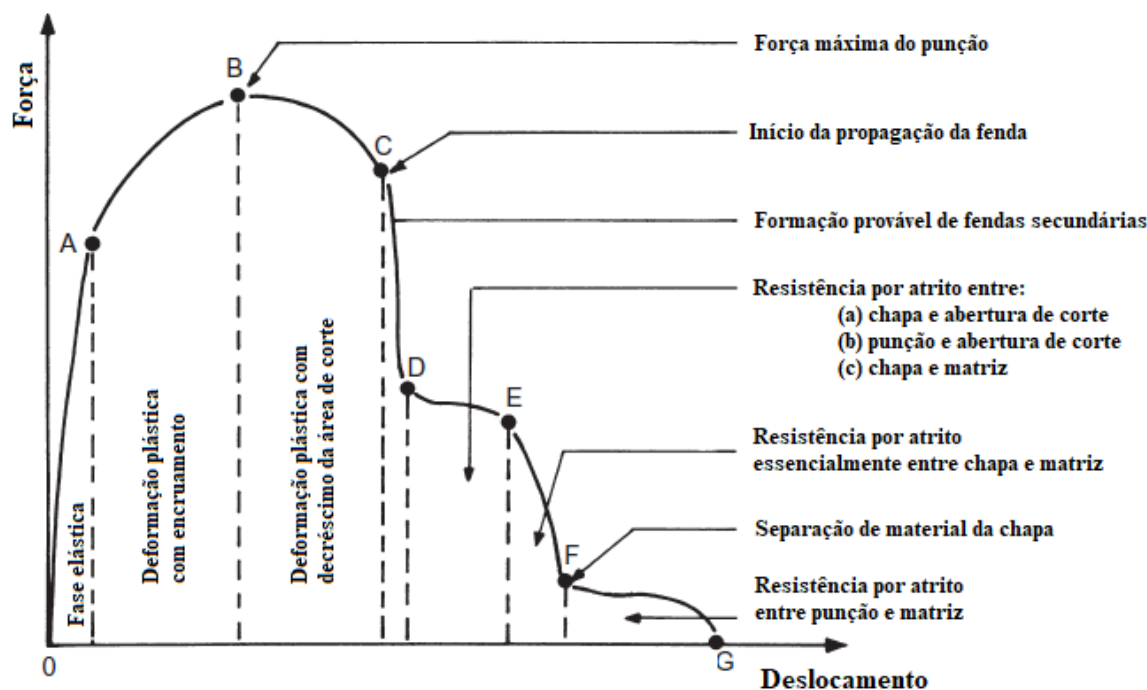


Figura 19 – Representação esquemática da curva força-deslocamento do punção para um ensaio de arrombamento (adaptado de [20])

A curva é caracterizada por uma região elástica e uma região plástica semelhantes ao que acontece, por exemplo, num ensaio de tração, seguida de uma região caracterizada por fratura de material. A curva inicia com uma zona linear elástica, atingindo o ponto de cedência e começando então a deformar plasticamente até ao ponto de rotura do material. A partir deste momento a força começa a diminuir devido à redução da área de corte. De seguida inicia-se a região de fratura do material. O início desta região coincide com o início da propagação da fenda, dando-se uma redução drástica da força do punção. Formam-se prováveis fendas secundárias durante esta redução da força até que ocorre um patamar na curva em que a força estabiliza devido a efeitos de atrito vários. Dá-se novamente uma redução da força do punção onde existem efeitos de atrito entre o material a ser cortado e a matriz. Finalmente ocorre a separação de material da chapa, mas o gráfico tende a não apresentar força nula devido à ocorrência de atrito entre o punção e matriz.

Os ensaios de arrombamento podem ser interessantes pois podem ser usados quer para avaliar relações constitutivas de plasticidade e dano ou fratura. Este ensaio pode também ser realizado a elevadas velocidades, o que tem interesse particular em maquinagem. Dowling et al. [21] utilizaram uma barra de Hopkinson modificada, onde o punção é acelerado atingindo velocidades de 23 m/s. Nestes testes a distância entre punção e matriz, bem como a abertura na matriz têm influência nos resultados, o que se revela uma desvantagem deste tipo de ensaios.

Moss et al. [22, 23] conduziram ensaios de arrombamento com punção impulsionado por explosão, numa liga de aço Ni-Cr, obtendo taxas de deformação médias de $9 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ e taxas de deformação máximas de $9,4 \times 10^7 \text{ s}^{-1}$. Zurek et al. [24] conduziram ensaios de arrombamento em aço AISI 4340 numa barra de Hopkinson e registaram deformações médias de 0,5 e taxas de deformação de 18000 s^{-1} . Roessig e Mason [25] realizaram ensaios estáticos e dinâmicos num aço AISI 1018, numa liga de alumínio AA 6061-T6 e numa liga de titânio Ti-6Al-4V onde concluíram que a velocidade do punção, associada à abertura da matriz, tem influência nos resultados e que materiais de elevada resistência e com encruamento para baixa deformação são mais suscetíveis à localização de corte adiabático. Rytberg et al. [26] conduziram ensaios de arrombamento com um canhão de gás num aço 100Cr6 a velocidades

entre 38 e 285 m/s concluindo que a deformação de corte no momento da fratura aumenta com a velocidade do impacto [20].

3.6 Ensaios Tecnológicos de Fratura

Como já foi referido anteriormente, os processos de fabrico podem ser divididos em processos envolvendo apenas deformação plástica e processos envolvendo fratura. Enquanto no primeiro grupo a enformabilidade do material é determinada pela sua capacidade de ter regiões altamente sujeitas a deformação plástica sem ocorrência de fendas, no segundo grupo, onde se insere a maquinagem, a ocorrência de fendas é uma parte inerente e essencial ao processo. A formação de superfícies devido à fratura no material é necessária para permitir a passagem de ferramentas de corte e a separação de partes adjacentes de material [16].

Silva et al. [16] propuseram uma metodologia de ensaios baseada nos fenómenos de fratura no início de uma fenda, utilizando provetes com duplo entalhe ou provetes de revolução entalhados, representados na Figura 20, seguindo o trabalho de Atkins [27].

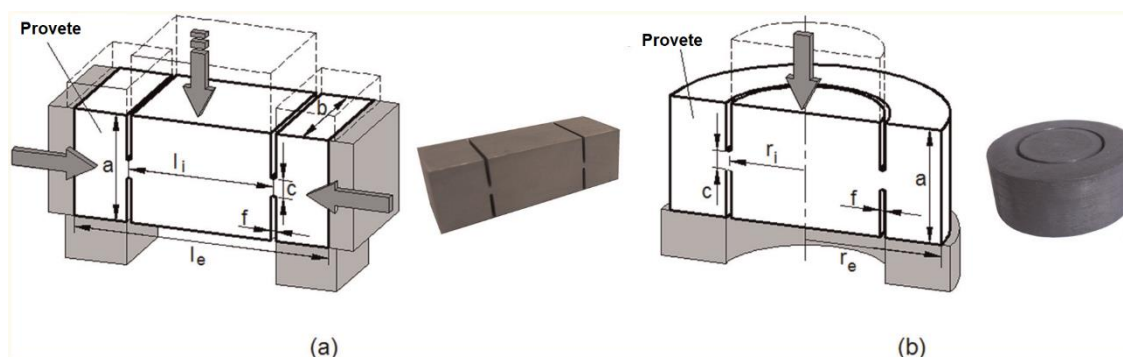


Figura 20 - Esquema dos provetes utilizados num ensaio de fratura: (a) provete prismático com duplo entalhe; (b) provete cilíndrico com entalhe circular (adaptado de [16])

Os provetes para estes ensaios podem ser prismáticos ou cilíndricos. Os segundos têm a desvantagem de não lhes ser possível impor uma força de compressão radial de forma simples, algo que quando se pretende caracterizar materiais para condições de maquinagem é de grande importância uma vez que, como já foi referido no começo deste capítulo, em maquinagem o material de trabalho está sujeito simultaneamente a tensões de corte e de compressão ao longo do plano de corte da apara, como se pode ver na Figura 6 (a). Este problema pode ser resolvido pela utilização de provetes prismáticos, onde é possível impor uma força de compressão nos seus topos, como representado de forma esquemática na Figura 20 (a).

Na Figura 21 encontra-se representado o setup de um ensaio de fratura, proposto por Atkins [27]. À medida que o punção avança sobre o provete, a evolução da força do provete é registada em função do seu deslocamento, para vários provetes com diferentes ligamentos c , Figura 20.

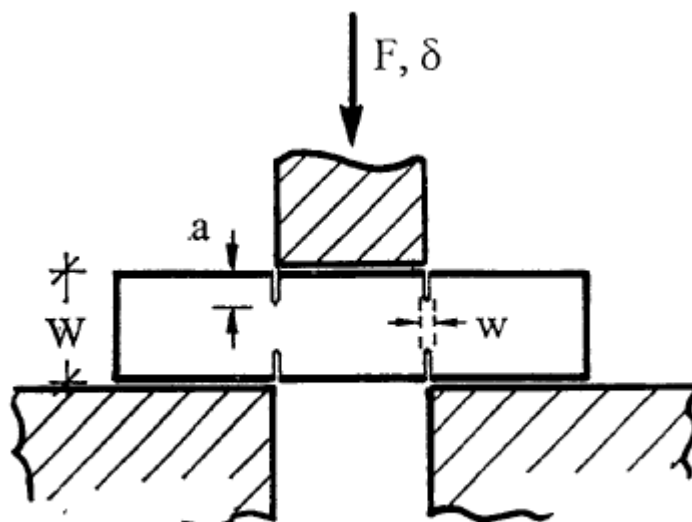


Figura 21 - Setup de um ensaio de fratura proposto por Atkins [27]

Na Figura 22 estão representadas as curvas força-deslocamento típicas de um ensaio de fratura para vários tamanhos do ligamento c . Existe, tal como nos anteriores ensaios, uma região linear elástica, seguida de uma região plástica. Segundo Silva et al. [16] a fratura ocorre para a força máxima obtida durante o ensaio. A partir desse momento existe uma região de fratura no gráfico, caracterizada por uma queda abrupta da força aplicada no punção. É expectável que a força máxima aumente com o aumento do ligamento.

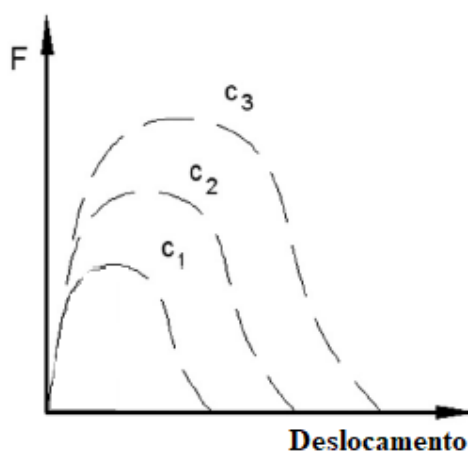


Figura 22 – Curva força-deslocamento de um ensaio de fratura para vários tamanhos do ligamento c (adaptado de [16])

Campbell e Ferguson [28] usaram este tipo de ensaios, recorrendo a uma barra de Hopkinson, para investigar a dependência da temperatura e taxa de deformação na resistência ao corte de um aço macio, concluindo que a sensibilidade à taxa de deformação diminui com o aumento da temperatura, exceto para taxas de deformação elevadas. Harding e Huddart [29] realizaram ensaios de fratura, usando uma barra de Hopkinson e provetes de duplo entalhe modificados para caracterizar urânio. Klepaczko [30] seguiu a metodologia de Campbell e Ferguson [28] mas estendeu a velocidade do punção até 200 m/s numa barra de Hopkinson. Olson et al. [31] conduziram ensaios em provetes de duplo entalhe de aços com elevada resistência numa máquina de impacto instrumentada do tipo pendular [20]. Abushawashi [1]

desenvolveu uma nova configuração para provetes com duplo entalhe, de forma a investigar o comportamento à fratura do material para estados triaxiais de tensão não abrangidos pelos ensaios com os provetes convencionais. O provete proposto está representado na Figura 23, e é um provete de deformação plana com 25 mm de espessura. O ensaio pode ser realizado numa máquina de ensaios de tração ou compressão convencional. Variando o ângulo de pressão, definido como o ângulo entre os centros dos dois furos, é possível obter a variação desejada do estado triaxial de tensão devido à conformidade do provete com o deslocamento lateral. Uma alteração no ângulo de pressão leva a alteração do deslocamento lateral e por conseguinte a alteração da força lateral induzida e da tensão média no ligamento.

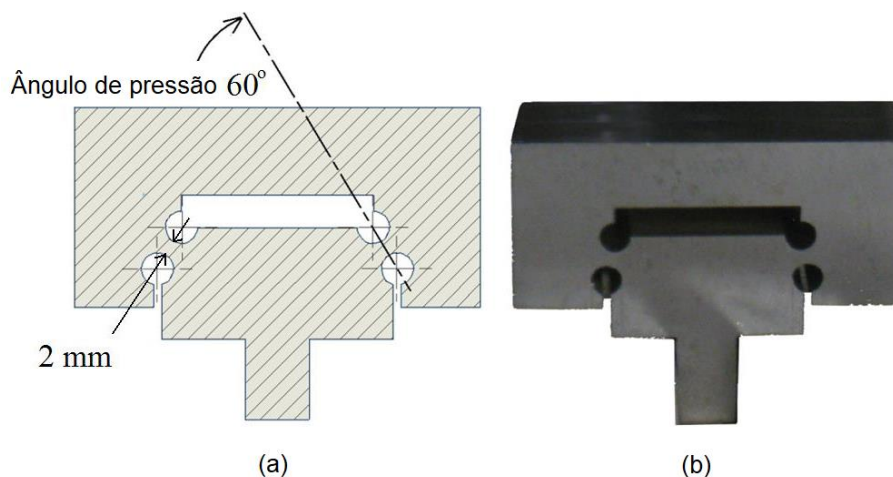


Figura 23 – Provede de duplo entalhe proposto por Abushawashi: (a) Desenho do provede; (b) Protótipo (adaptado de [1])

3.7 Ensaios Tecnológicos de Corte Ortogonal

A geometria do corte na maioria das operações de maquinagem é muito complexa (ex: fresagem, furação). Apesar de um processo de maquinagem ser tridimensional, o corte ortogonal admite uma descrição bidimensional, como se pode observar na Figura 24. O corte ortogonal é um modelo simplificado de maquinagem que ignora a maioria dessas complexidades geométricas, mas, no entanto, descreve com qualidade a mecânica envolvida no processo, quando comparado com os ensaios descritos anteriormente. [2, 6].

Por definição, é utilizada uma ferramenta de corte em cunha na qual a ponta de corte é perpendicular à direção da velocidade de corte. À medida que a ferramenta é forçada contra o material é formada apanha por deformação de corte concentrada ao longo de um plano denominado plano de corte da apanha, que está orientado segundo um ângulo ϕ com a superfície de trabalho, como se pode ver na Figura 25. A separação de apanha do material, devido à ocorrência de fratura ocorre apenas na ponta da ferramenta de corte. Ao longo do plano de corte o material é deformado plasticamente.

Fazendo alguma analogia com o processo de torneamento cilíndrico exterior, a espessura de material removido, ou espessura de apanha não deformada, representada na Figura 24, corresponderia ao avanço por revolução (f). O penetramento (a_p) é inferior ou igual à largura da ferramenta de corte.

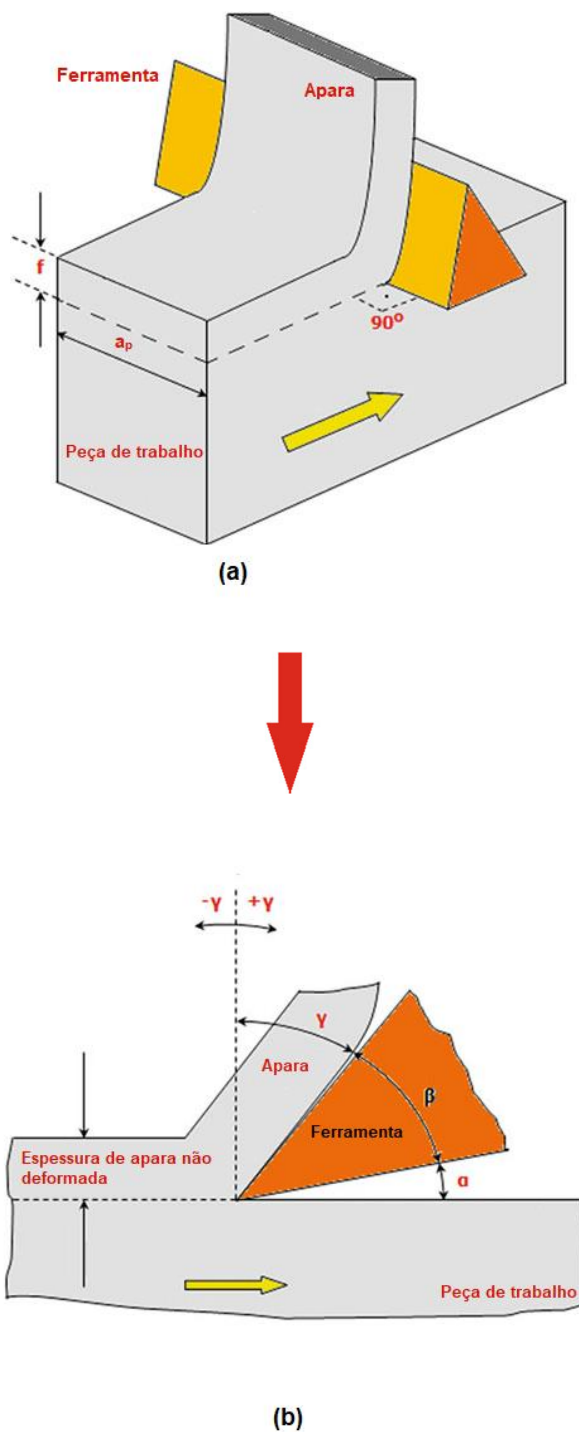


Figura 24 – Corte ortogonal: (a) tridimensional; (b) aproximação bidimensional (adaptado de [2])

Em corte ortogonal a ferramenta tem apenas três elementos de geometria: ângulo de ataque (γ), que define a direção em que a apara escoia assim que é formada a partir da peça de trabalho, ângulo de saída (α), que fornece uma pequena abertura entre o flanco da ferramenta e a nova superfície gerada e o ângulo de gume (β), compreendido entre as faces da ferramenta. A soma destes ângulos é sempre igual a 90° [2].

O modelo de corte ortogonal permite definir várias relações inerentes ao processo de maquinagem, tais como entre a tensão de corte ou o coeficiente de atrito, através das forças envolvidas, representadas na Figura 25.

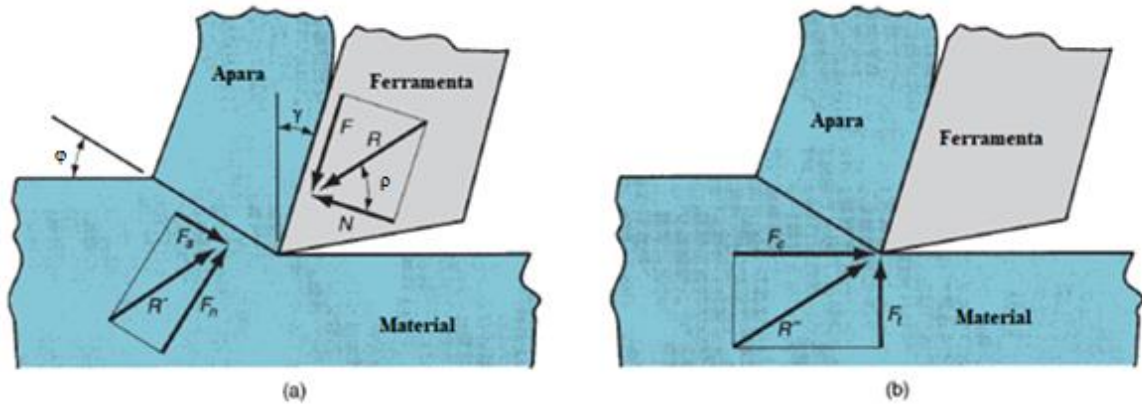


Figura 25 - Forças presentes no corte ortogonal de metal: (a) forças atuantes na apara em corte ortogonal; (b) forças atuantes na ferramenta e possíveis de ser medidas (adaptado de [6])

As forças atuantes na apara podem ser separadas em duas componentes perpendiculares, força de atrito, F , e força normal ao atrito, N . Estas componentes podem ser utilizadas para definir o coeficiente de atrito, μ , entre a ferramenta e a apara, pela equação:

$$\mu = \frac{F}{N} \quad (14)$$

Partindo da força resultante, R , entre a força de atrito e a força normal, e o ângulo, ρ que F e N fazem entre si, o coeficiente de atrito pode também ser definido como:

$$\mu = \tan \rho \quad (15)$$

A tensão de corte, τ , que representa a tensão necessária para uma operação de maquinagem, pode ser obtida a partir da força resultante no plano de corte (F_s) e da área do plano de corte (A_s) através da equação:

$$\tau = \frac{F_s}{A_s} \quad (16)$$

Num ensaio de corte ortogonal deseja-se medir as forças envolvidas no processo de corte para depois inferir acerca das relações apresentadas anteriormente. No entanto nenhuma das componentes de força F , N , F_s e F_n (Força normal ao plano de corte), pode ser medida diretamente.

No entanto é possível medir as componentes das forças na ferramenta de corte e a partir delas, estabelecer relações entre as forças resultantes no plano de corte da apara e entre a apara e a ferramenta. A ferramenta de corte está sujeita à força de corte (F_c) e força ativa na direção normal ao movimento de corte (F_t). Estas podem ser relacionadas com as componentes das forças na apara pelas equações:

$$F = F_c \sin \gamma + F_t \cos \gamma \quad (17)$$

$$N = F_c \cos \gamma + F_t \sin \gamma \quad (18)$$

$$F_s = F_c \cos \phi + F_t \sin \phi \quad (19)$$

$$F_n = F_c \sin \phi + F_t \cos \phi \quad (20)$$

Se o ângulo de ataque for nulo ($\gamma = 0$), então $F = F_t$ e $N = F_c$.

O corte ortogonal pode ser aproximado ao torneamento cilíndrico, como se observa na Figura 26, e outros processos de corte desde que o raio de ponta da ferramenta seja pequeno comparado com o penetramento para que os fenômenos de corte 3D na ponta da ferramenta possam ser desprezados.

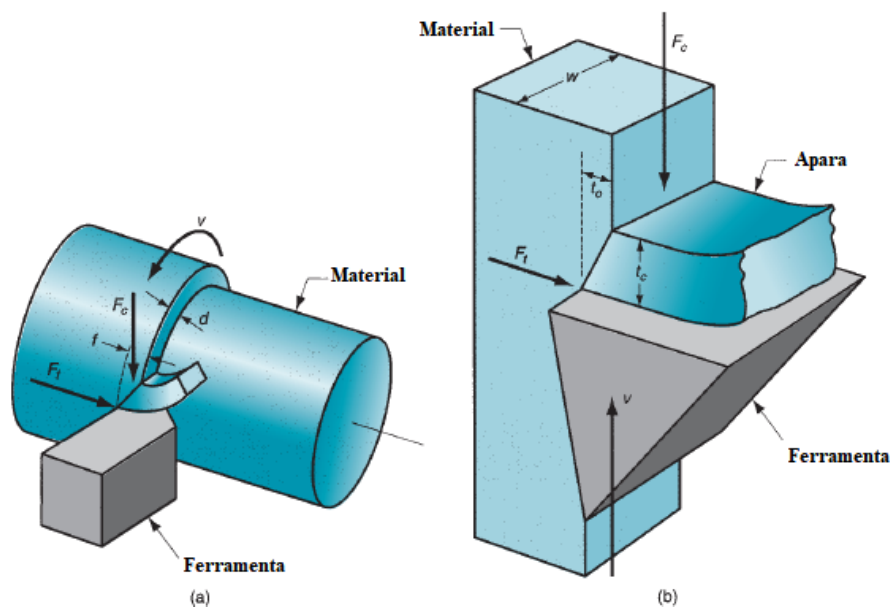


Figura 26 – Aproximação do torneamento cilíndrico ao corte ortogonal: (a) torneamento; (b) corte ortogonal correspondente (adaptado de [6])

3.8 Ensaios Tecnológicos de Torneamento

O torneamento é um processo de maquinagem onde uma ferramenta remove material da superfície de uma peça de trabalho rotativa. A ferramenta é alimentada linearmente numa direção paralela ao eixo de rotação de forma a gerar uma geometria cilíndrica, como se observa na Figura 27.

O torneamento ocorre numa máquina denominada torno, que fornece potência para fazer girar a peça a uma dada velocidade de rotação (n) e para alimentar a ferramenta com um determinado avanço (f) e penetramento (a_p).

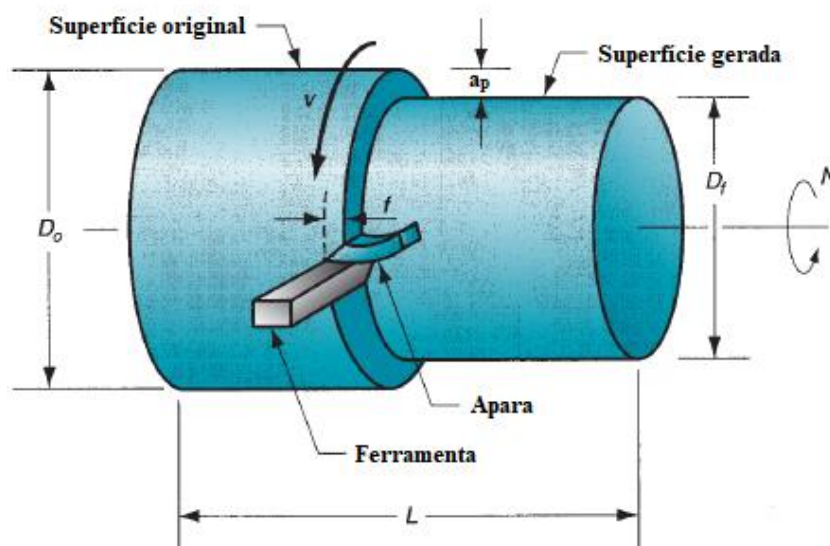


Figura 27 – Torneamento cilíndrico (adaptado de [6])

A velocidade de rotação é relacionada com a velocidade de corte, v , pela relação:

$$n = \frac{v}{\pi D_0} \quad (21)$$

sendo D_0 o diâmetro da superfície original. Uma operação de torneamento gera uma nova superfície em que a redução de diâmetro em relação à superfície original é de $2 \times a_p$. O avanço, correspondente à distância que a ferramenta avança a cada revolução da peça de trabalho, é expresso normalmente em mm/revolução, e pode ser convertido numa velocidade de avanço multiplicando-o pela frequência de rotação n .

A espessura da apara não deformada (a_c) pode ser estimada a partir do avanço e do ângulo de posição da aresta de corte (κ_r), representados na Figura 28, e dados pela equação seguinte [2]:

$$a_c = f \sin \kappa_r \quad (22)$$

Quando o ângulo de posição da aresta de corte é 90° , a espessura de apara não deformada é igual ao avanço.

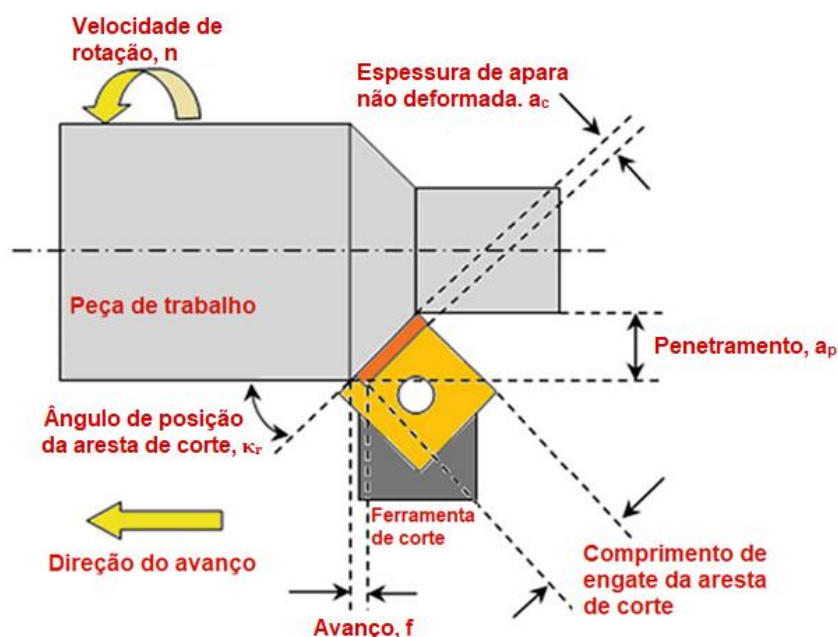


Figura 28 – Torneamento cilíndrico (adaptado de [2])

O arranque de aparado dá-se pelo aparecimento de uma força de contacto originada pela interação entre a peça e a ferramenta.

As componentes das forças de maquinagem estão representadas na Figura 29, sendo as mais relevantes:

- Força principal de corte (F_c);
- Força de avanço (F_a);
- Força de penetramento (F_p).

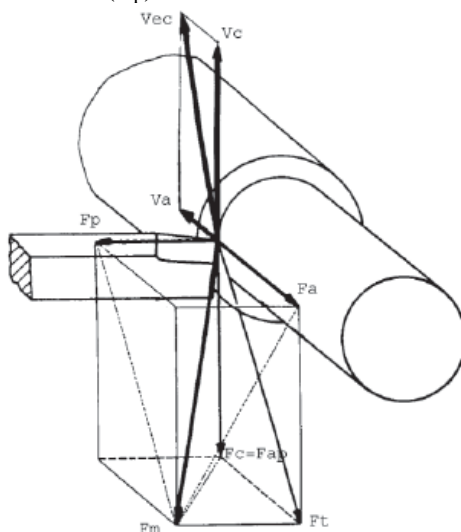


Figura 29 – Componentes das forças de maquinagem no torneamento cilíndrico [32]

Tal como no ensaio de corte ortogonal, um ensaio de torneamento consiste em realizar operações de torneamento para vários parâmetros de corte e registar a sua influência nas forças de corte daí resultantes, bem como outros aspetos, como por exemplo, a qualidade superficial das superfícies geradas. Nestes ensaios é aproveitada as capacidades da máquina ferramenta para explorar parâmetros de corte mais próximos da realidade do processo. Existe também a possibilidade de usar o torneamento para realizar ensaios muito próximos do corte ortogonal como é o caso do ensaio de facejamento de peças tubulares e ensaio de sangramento incompleto de veios previamente ranhurados. Estes ensaios podem ser explorados para avaliar

a maquinabilidade dos materiais, em particular para avaliar a pressão específica de corte, tipologia de apra, integridades superficiais, e recorrendo a simulação inversa podem ser explorados para determinação de leis constitutivas.

Este tipo de ensaios foi realizado por Soares [8] com vista a estudar a maquinabilidade da liga AlSi9Cu3 recorrendo a várias ferramentas de corte.

3.9 Barra de Hopkinson

A Barra de Hopkinson (SHPB do inglês *Split-Hopkinson Pressure Bar*), também chamada barra de Kolsky, é uma técnica experimental comum para estudar as leis constitutivas dos materiais a taxas de deformação elevadas. Hopkinson [33] propôs pela primeira vez o uso de uma longa e fina barra para medir forças em condições de impacto. Kolsky [34] posteriormente introduziu a configuração com duas longas barras e um pequeno provete entre elas, configuração ainda utilizada atualmente [3, 35].

Este mecanismo possui três barras, a barra projétil, a barra incidente e a barra de transmissão, representados na Figura 30.

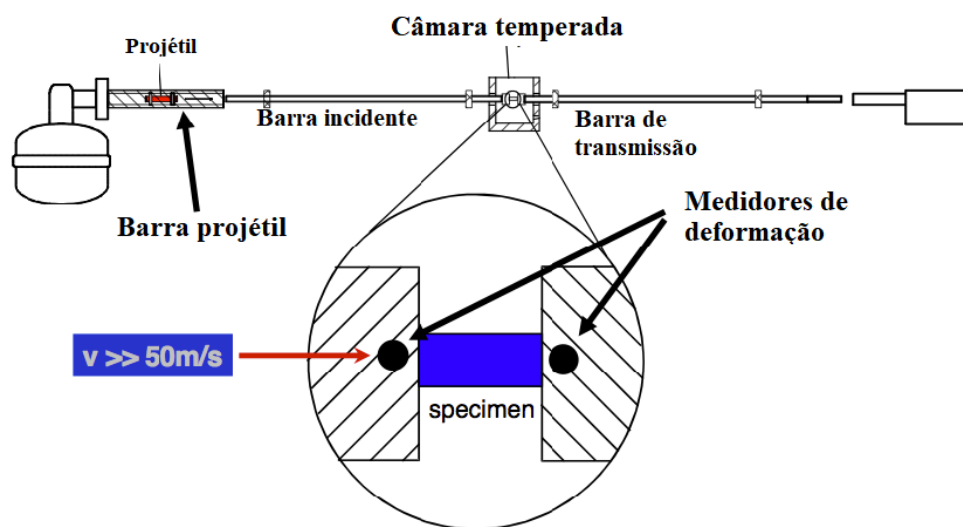


Figura 30 – Barra de Hopkinson (adaptado de [3])

A barra projétil cria uma onda de pressão na barra incidente resultante da colisão entre ambas. O comprimento da barra projétil determina a duração da onda de tensão. Para que ocorra a colisão, um canhão de ar comprimido liberta o ar de forma a acelerar a barra projétil para que esta atinja a velocidade necessária para criar uma onda de tensão incidente com a amplitude pretendida. A onda é propagada ao longo da barra incidente até chegar ao provete. Quando a onda de tensão atinge o provete, uma parte da onda passa para a barra de transmissão e passa a ser denominada onda de transmissão. A restante é refletida e denominada onda de reflexão [20, 36].

Este método permite atingir taxas de deformação na ordem dos 10^4 s^{-1} , como se observa na Figura 31 [20, 37].

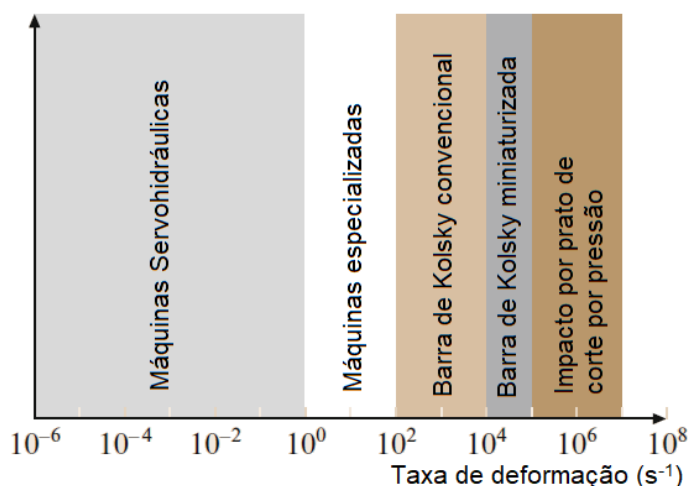


Figura 31 – Taxas de deformação obtidas em diferentes tipos de ensaios (adaptada de [37])

Na Figura 32, estão representadas curvas tensão-extensão obtidas por ensaios SHPB, conduzidos por Outeiro [3].

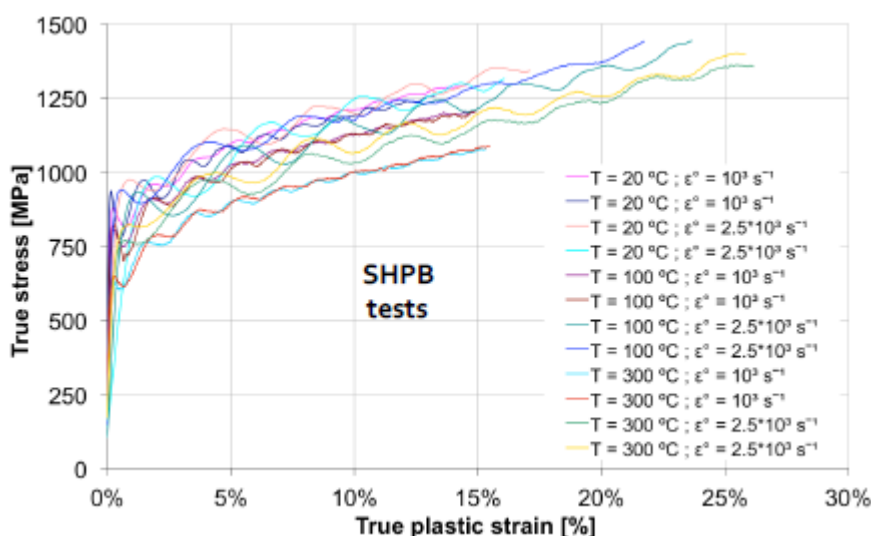


Figura 32 - Curvas tensão-deformação obtidas por ensaios SHPB [3]

Como se pode verificar na Figura 32, este é um tipo de ensaio bastante versátil e completo, pois permite a caracterização de materiais para altas taxas de deformação, bem como para várias temperaturas.

É um dos métodos mais utilizados na identificação de parâmetros para leis constitutivas. Burns et al. [38] desenvolveram uma barra de Hopkinson com aquecimento rápido e verificaram que a taxa de aquecimento pode influenciar os resultados do ensaio. Chandrasekaran et al. [39] usaram a SHPB para identificar uma lei constitutiva inicial de material, de forma a ser posteriormente validada por análise inversa a partir de ensaios de fresagem ortogonal. Özel et al. [40] combinaram dados de ensaios de corte ortogonal com ensaios SHPB para obter um modelo de material de acordo com a relação de Johnson-Cook [41].

3.10 Revisão dos Ensaios para Caracterização de Materiais

Não existe um ensaio considerado ótimo para caracterização de materiais em condições de maquinagem. É por isso necessário realizar um exercício de compromisso entre vantagens e desvantagens dos vários ensaios de forma a selecionar quais os que se pretende realizar e combinar.

Na Tabela 5 está representada uma revisão dos ensaios mecânicos e tecnológicos estudados, na forma das vantagens e desvantagens de cada um deles.

Tabela 5 – Revisão dos ensaios mecânicos e tecnológicos [2, 6, 16, 19, 20]

Ensaio	Vantagens	Desvantagens
Compressão	<p>A cedência depende apenas do material, não sendo influenciada por descontinuidades;</p> <p>Existe um estado de tensão uniforme;</p> <p>Provetes de fácil obtenção;</p> <p>Possibilidade de obtenção de curvas tensão-extensão;</p> <p>Possibilidade de realização a várias temperaturas e taxas de deformação;</p> <p>Possibilidade de observar padrões de deformações e temperaturas na superfície;</p> <p>Resultados diretos para engenharia;</p> <p>Montagens de ensaio normalmente disponíveis de fábrica;</p> <p>Provetes bastante padronizados;</p> <p>Taxas de deformação elevadas são possíveis de obter;</p> <p>Possibilidade de interromper ensaios;</p> <p>Possibilidade de obtenção de parâmetros para modelos constitutivos por análise direta;</p> <p>Representa parcialmente condições existentes em maquinagem.</p>	<p>Fratura só ocorre para materiais frágeis;</p> <p>Impossibilidade de obter deformações elevadas devido ao efeito de embarrilamento e atrito.</p>
Tração	<p>A cedência depende apenas do material, não sendo influenciada por descontinuidades;</p> <p>Existe um estado de tensão uniforme;</p> <p>Provetes de fácil obtenção;</p> <p>Possibilidade de obtenção de curvas tensão-extensão;</p> <p>Possibilidade de observar padrões de deformações e temperaturas na superfície;</p> <p>Possibilidade de realização a várias temperaturas e taxas de deformação;</p> <p>Resultados diretos para engenharia;</p> <p>Montagens de ensaio normalmente disponíveis de fábrica;</p> <p>Taxas de deformação elevadas são possíveis de obter;</p> <p>Possibilidade de interromper ensaios;</p> <p>Provetes bastante padronizados;</p> <p>Possibilidade de obtenção direta de parâmetros para modelos constitutivos.</p>	<p>Impossibilidade de obter deformações elevadas devido ao efeito de estricção;</p> <p>Não constitui uma representação das condições de maquinagem.</p>

Ensaio	Vantagens	Desvantagens
Torção	<p>Estado de tensão uniaxial bem definido;</p> <p>Possibilidade de obter deformações elevadas;</p> <p>Início de cedência é dependente unicamente do material;</p> <p>Superfície acessível para medição de deformação e temperatura;</p> <p>Possibilidade de obter curvas tensão de corte-distorção.</p>	<p>Encurvadura, flexão e natureza da superfície pode influenciar a cedência por deformação;</p> <p>Os resultados obtidos necessitam de grande tratamento para utilização em engenharia;</p> <p>Acabamento superficial pode influenciar a iniciação de cedência devido ao corte.</p>
Arrombamento	<p>Possibilidade de obter taxas de deformação elevadas;</p> <p>Montagem simples do setup experimental;</p> <p>Facilidade de execução;</p> <p>Possibilidade de obter curvas força-deslocamento;</p> <p>Ensaio para validação do modelo constitutivo.</p>	<p>Grande influência da geometria nos resultados obtidos;</p> <p>Dificuldade em validar as curvas força-deslocamento obtidas;</p> <p>Iniciação de cedência devido à concentração de tensões;</p> <p>Folga entre punção e matriz apresenta grande influência nos resultados.</p>
Fratura	<p>Possibilidade de avaliar o comportamento dos materiais em condições de corte;</p> <p>Possibilidade de observar deformações e temperaturas localizadas;</p> <p>Possibilidade de estudar corte e compressão em simultâneo;</p> <p>Ensaio para validação do modelo constitutivo.</p>	<p>Iniciação de cedência ocorre devido a concentração de tensões;</p> <p>Ocorrência de flexão tem grande influência nos resultados;</p> <p>Curva tensão-extensão é dependente da geometria;</p> <p>Para grandes deformações, não pode ser garantida a deformação devida unicamente ao corte;</p> <p>Necessidade de criação de ferramentas e provetes especiais, de difícil execução.</p>
Corte Ortogonal	<p>Possibilidade de medir forças de corte;</p> <p>Possibilidade de estudar o comportamento do material em função dos vários parâmetros de corte;</p> <p>Possibilidade de obtenção do coeficiente (modelo) de atrito;</p> <p>Ensaio para validação de modelo constitutivo.</p>	<p>Iniciação de cedência ocorre devido a concentração de tensões;</p> <p>Impossibilidade de obter as tensões e deformações de cedência diretamente;</p> <p>Condições de corte influenciam o comportamento do material.</p>
Torneamento	<p>Possibilidade de medir forças de corte;</p> <p>Possibilidade de estudar o comportamento do material em função dos vários parâmetros de corte;</p> <p>Representa situações reais de maquinagem;</p> <p>Ensaio para validação de modelo constitutivo.</p>	<p>Iniciação de cedência ocorre devido a concentração de tensões;</p> <p>Impossibilidade de obter as tensões e deformações de cedência diretamente;</p> <p>Condições de corte influenciam o comportamento do material.</p>
Barra de Hopkinson	<p>Possibilidade de obtenção de taxas de deformação elevadas;</p> <p>Ferramenta que permite grande versatilidade de ensaios.</p>	Ensaio dispendioso.

Os ensaios mecânicos e tecnológicos de caracterização dos materiais referidos na Tabela 5 sofreram recentemente uma evolução no sentido de agregar técnicas e correlação digital de imagem (CDI) que possibilita a obtenção de informação de campo (ex: campos de deslocamentos, campos de extensões, informação sobre iniciação e progressão de fissuras) sobre esses mesmos ensaios. A informação de campo obtida com a CDI permite uma validação mais completa dos modelos constitutivos do material [42, 43].

4 Modelos Constitutivos para Ligas Metálicas com Vista à Simulação da Maquinagem

A simulação de processos tecnológicos é, nos dias de hoje, uma ferramenta essencial não só para a inovação e desenvolvimento de novas técnicas de produção assim como para a resolução de problemas e procura de alternativas aos processos de fabrico mais tradicionais. Na maquinagem, a presença de vários fenómenos físicos dificulta a modelação do processo, uma vez que aborda problemas de atrito, transferência e condução de calor, escoamento, dano e fratura do material a elevadas temperaturas, grandes deformações e elevadas taxas de deformação. Este capítulo foca-se no estudo do estado da arte relativo aos modelos constitutivos do material. Estes definem o escoamento do material no domínio plástico em função de diferentes variáveis conforme o modelo em questão. Sendo este tema muito vasto, não é pretensão deste capítulo apresentar um estado da arte exaustivo, mas antes apresentar os principais modelos constitutivos, em particular relacionados com as leis de escoamento do material.

4.1 Modelação do Material

A modelação do material em condições de maquinagem é de grande importância. Têm sido extensivamente estudadas as propriedades de escoamento dos materiais a maquinar e os respetivos modelos constitutivos a ser incluídos em modelos numéricos como é o caso do método dos elementos finitos. Estas equações constitutivas descrevem a tensão de escoamento ou tensão limite de elasticidade instantânea a partir da qual o material começa a escoar ou deformar plasticamente; as deformações elásticas são muito inferiores às deformações plásticas em condições de maquinagem [2].

A complexidade das relações entre tensão e extensão variam desde modelos elásticos isotrópicos, adequados para modelação estrutural, até formulações de plasticidade cristalina usadas para capturar o comportamento inelástico do material à escala dos grãos.

Os modelos constitutivos podem ser classificados como modelos fenomenológicos, que descrevem o comportamento do material através de funções ajustadas empiricamente a uma ou mais variáveis macroscópicas de deformação, tais como a deformação plástica, taxa de deformação plástica ou temperatura, ou como modelos físicos, que são baseados em aspetos microestruturais da deformação plástica ou dos materiais. Estes últimos descrevem matematicamente a tensão de escoamento de um metal como uma função dos processos físicos à microescala responsáveis pelo aumento de resistência ou pelo amaciamento do metal.

Vários parâmetros afetam o comportamento mecânico do material em maquinagem, dos quais se destaca, a extensão (ϵ), a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), a tensão hidrostática adimensionalizada (η), o ângulo de Lode do tensor das tensões (ζ) [44], a temperatura (T) e a microestrutura [45], bem como os efeitos de atrito entre a ferramenta de corte e a peça a maquinar [3, 46].

A confiabilidade de um modelo depende da identificação precisa dos parâmetros mecânicos e termofísicos. A dificuldade em recriar as condições exatas de operações de maquinagem pode levar a limitações na modelação [17]. Os modelos constitutivos presentes

na literatura são sobretudo elastoplásticos, elasto-viscoplásticos, rígido-plásticos e rígido-viscoplásticos.

Distinguem-se pelo menos duas zonas de deformação na maquinagem, a zona primária de deformação e a zona secundária de deformação, como se pode ver na Figura 33. Na zona primária o material sofre deformação elevada resultando em encruamento. Na zona secundária a deformação deve-se ao atrito intensivo entre a peça de trabalho e a ferramenta de corte.

Ambas as zonas são caracterizadas por um aumento de temperatura, sendo que na zona primária se deve à deformação plástica severa e na zona secundária ao atrito. Além disso, velocidades de corte elevadas não permitem a condução de calor e este é concentrado numa pequena área em volta da ponta da ferramenta de corte.

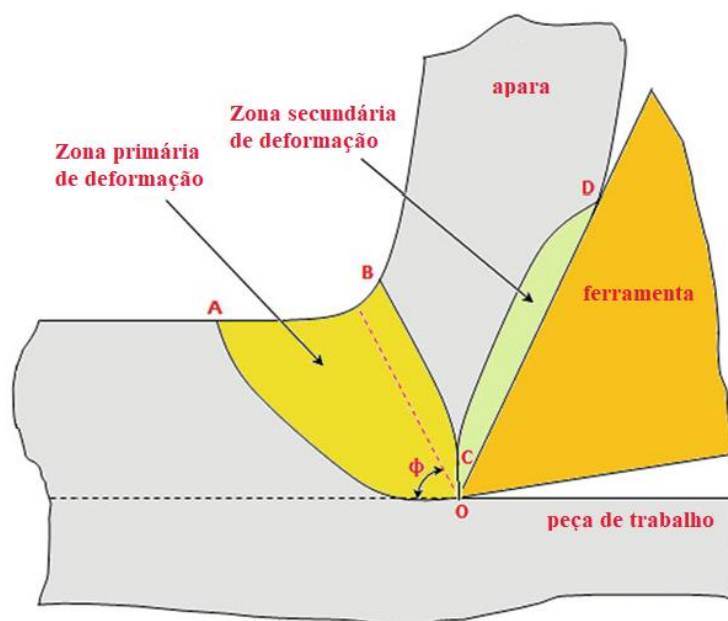


Figura 33 – Zona primária e secundária e ângulo do plano de corte (adaptado de [2])

Sendo σ a tensão, ε a deformação plástica, $\dot{\varepsilon}$ a taxa de deformação plástica e T a temperatura, uma equação constitutiva relativa à tensão de escoamento tem, muitas vezes o seguinte formato:

$$f(\sigma) = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (23)$$

Um dos problemas encontrados é a falta de dados para tensões, taxas de deformação e temperaturas elevadas como as encontradas em maquinagem. Na maioria dos casos, os dados constitutivos são retirados de ensaios padrão de tensão que são insuficientes para processos de maquinagem [2].

Serão de seguida apresentadas algumas equações constitutivas reportadas na literatura para modelação do comportamento do material.

4.1.1. Lei de Ludwik-Hollomon

Hollomon [47] propôs a equação (24) que descreve através de uma lei de potência a evolução da tensão de escoamento com a deformação [48]:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (24)$$

Este é um modelo precursor, onde a tensão de escoamento é obtida em função de uma única variável, nomeadamente a extensão, ε , sendo K e n constantes do material geralmente definidas como coeficiente de encruamento, e expoente de encruamento, respetivamente. Este modelo não se ajusta ao valor real da tensão de escoamento para baixas extensões [49].

Ludwik [50] propôs a equação (25) que, tal como o modelo de Hollomon, descreve o efeito de encruamento:

$$\sigma = \sigma_Y + K\varepsilon^n \quad (25)$$

onde σ_Y é a tensão de cedência. Este modelo não dá um bom ajuste para extensões elevadas uma vez que a curva tensão-extensão experimental da maioria dos metais tem um declive constante para deformações elevadas [51].

4.1.2. Modelo de Swift

O efeito de encruamento foi também descrito por Swift através da equação (26):

$$\sigma = \sigma_Y(1 + K\varepsilon)^n \quad (26)$$

onde σ_Y é a tensão de cedência, ε é a extensão plástica, única variável desta equação, e K e n são, respetivamente, o coeficiente de encruamento e expoente de encruamento.

Esta expressão empírica permite melhor ajuste à curva tensão-extensão experimental para elevadas extensões do que a expressão de Ludwik [51].

4.1.3. Modelo de Voce

Voce [51] propôs uma equação que descreve a tensão de escoamento em função de uma única variável, nomeadamente a extensão, ε , devido ao fenómeno de encruamento, representada pela equação:

$$\sigma = \sigma_Y + K(1 - e^{-(n\varepsilon)}) \quad (27)$$

onde σ_Y é a tensão de cedência e K e n são constantes a determinar experimentalmente. Esta expressão dá um bom ajuste da curva tensão-deformação experimental para valores moderados de deformação.

4.1.4. Modelo de Oxley

Oxley propôs que a tensão de escoamento pode ser expressa assumindo um encruamento dado pela equação (28):

$$\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n \quad (28)$$

onde σ_0 e n são descritos como funções de uma temperatura modificada pela taxa de deformação:

$$T_{MOD} = T \left[1 - v \log \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \quad (29)$$

Neste modelo σ_0 é um coeficiente, n é o expoente de encruamento, T é a temperatura, v é uma constante, ε é a deformação e $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação.

Este modelo tem vindo a ser utilizado na modelação do material em operações de corte ortogonal de aços ao carbono de baixa e média resistência [52].

4.1.5. Modelo de Usui, Maekawa e Shirakashi

Usui, Maekawa e Shirakashi propuseram a equação (30) definida como se segue [53, 54]:

$$\sigma = B \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right]^M e^{-kT} \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right]^m \left\{ \int_{T, \varepsilon \equiv (\dot{\varepsilon})} e^{\frac{kT}{n}} \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right]^{-\frac{m}{n}} d\varepsilon \right\}^n \quad (30)$$

onde B é um coeficiente de resistência, M é um expoente que define a sensibilidade à taxa de deformação e n o índice de encruamento, sendo todos função da temperatura T . Os coeficientes k e m são também constantes adicionais a definir. Este modelo captura o comportamento “*blue brittleness*” dos aços ao carbono de baixa resistência onde a tensão de escoamento aumenta com a temperatura para certas condições de deformação ao contrário do mais comum comportamento de amaciamento térmico [52]. O termo integral diz respeito ao historial de deformação e temperatura em relação à taxa de deformação. Na ausência destes efeitos a equação (30) é reduzida à forma seguinte [2]:

$$\sigma = B \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right]^M e^n \quad (31)$$

Uma das desvantagens deste modelo é a dificuldade de aplicar o modelo em software de análise por elementos finitos sem modificações. Özel e Altan [55] usaram este modelo empírico na modelação por elementos finitos de corte a alta velocidade de aço para moldes recozido linearizando o termo integral.

4.1.6. Modelo “Power Law”

Este modelo assume uma relação para a tensão de escoamento como uma função da deformação, taxa de deformação e temperatura, de uma forma desacoplada, tal como se define de seguida:

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} \right)^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m \left(\frac{T}{T_0} \right)^\tau \quad (32)$$

As constantes a determinar com base em resultados experimentais são o n , m e τ correspondentes à sensibilidade à deformação, taxa de deformação e temperatura, respetivamente [41].

4.1.7. Modelo Johnson-Cook

Um dos modelos constitutivos mais utilizados em estudos de modelação e simulação da maquinagem é o modelo Johnson-Cook [56], um modelo constitutivo termo-visco-elastoplástico que se representa pela equação (33):

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right)^m \right] \quad (33)$$

Esta equação consiste em três termos, sendo o primeiro o termo elastoplástico que representa o encruamento, o segundo diz respeito à viscoplasticidade e modela o aumento da tensão de escoamento do material em consequência do aumento da taxa de deformação e o terceiro termo diz respeito ao amaciamento devido à temperatura.

Na equação, $\dot{\varepsilon}_0$ é a taxa de extensão plástica de referência, T_a a temperatura ambiente, T_m a temperatura de fusão, A é a tensão limite de elasticidade do material à temperatura ambiente, C representa um coeficiente que quantifica a sensibilidade à taxa de deformação, n é uma constante que tem em conta o efeito de encruamento e m modela o efeito de amaciamento térmico. Estes índices, tal como o parâmetro B , são constantes que dependem do material e são determinadas experimentalmente por ensaios ao material, ou previstas através de métodos computacionais.

Este é um modelo de material bem aceite e numericamente robusto [52]. No entanto, este modelo despreza interações que ocorrem entre a deformação, taxa de deformação e temperatura que se conhecem existir nos materiais. Portanto, versões modificadas foram sugeridas por Calamaz et al. [57, 58] e Sima e Özel [59] de modo a incluir novos fatores multiplicativos, dependentes da deformação e temperatura [41]. A equação modificada é a seguinte:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right)^m \right] \left[D + (1 - D) \left[\tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + p)^r} \right) \right]^s \right] \quad (34)$$

Neste modelo, os parâmetros D e p são dependentes da temperatura segundo as seguintes relações:

$$D = 1 - \left(\frac{T}{T_m} \right)^d \quad (35)$$

$$p = \left(\frac{T}{T_m} \right)^b \quad (36)$$

4.1.8. Modelo Zerilli-Armstrong

Zerilli e Armstrong [60] desenvolveram um modelo constitutivo baseado na teoria da mecânica das deslocções e considerando a estrutura cristalina dos materiais. Eles sugeriram duas equações diferentes, uma para estruturas cristalinas cúbicas de corpo centrado (BCC do inglês *body cubic centered*) e outra para estruturas cúbicas de face centrada (FCC do inglês *face cubic centered*), respetivamente:

$$\sigma = C_0 + C_1 \exp[-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\epsilon})] + C_5 \epsilon^n \quad (37)$$

$$\sigma = C_0 + C_2 \epsilon^n \exp[-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\epsilon})] \quad (38)$$

onde C_0 , C_1 , C_2 , C_3 , C_4 , C_5 e n são constantes empíricas do material determinadas por métodos preferencialmente experimentais, em vez de métodos computacionais.

A componente térmica da tensão de escoamento, que faz a ligação entre temperatura e taxa de deformação, refere-se principalmente à tensão limite de elasticidade em metais BCC e à tensão de encruamento em metais FCC [61].

Este modelo é preferido ao modelo Johnson-Cook uma vez que considera o efeito de ligação entre taxa de deformação e temperatura. No entanto, não é particularmente adequado para representar a curva de escoamento do material para temperaturas acima de $0.6T_m$ e para baixas taxas de deformação [62]. Desta forma foi formulado um modelo modificado baseado no modelo Zerilli-Armstrong para prever a curva de escoamento dos materiais a temperaturas elevadas, representado pela equação:

$$\sigma = (C_1 + C_2 \epsilon^n) \exp \left[-(C_3 + C_4 \epsilon^n) T^* + (C_5 + C_6 T^*) \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \quad (39)$$

sendo $T^* = (T - T_{ref})$, onde T é a temperatura atual e T_{ref} a temperatura de referência. C_1 a C_6 e n são constantes do material. Este modelo modificado considera encruamento isotrópico, e amaciamento devido à temperatura, encruamento e o efeito de ligação entre deformação, taxa de deformação e temperatura na tensão de escoamento.

4.2 Análise Inversa na Calibração de Leis Constitutivas

Dixit et al. [49] dividiram a modelação dos processos de fabrico em três passos básicos:

- i. A expressão analítica da física que governa o processo de fabrico;
- ii. A modelação do comportamento do material;
- iii. O método de resolução.

O passo (ii) é essencial uma vez que o material de trabalho determina ambas as condições do processo de fabrico e as propriedades mecânicas do produto final. No entanto, a tarefa de obter dados adequados e precisos da tensão de escoamento para simulações pelo método de elementos finitos (MEF) ainda se revela desafiante, especialmente para simulações de processos de maquinagem. As condições extremas das operações de corte, nomeadamente extensões superiores a 5, taxas de deformação superiores a 10^5 e temperaturas próximas da temperatura de fusão, tornam difícil o processo de avaliar e obter dados precisos.

Muitas das abordagens para identificar a curva de escoamento são desenvolvidas de forma a aproximar as constantes do material presentes em equações constitutivas. No entanto, a maioria das metodologias experimentais são dispendiosas ou demoradas, as metodologias numéricas são complexas e difíceis de executar em ambiente industrial e as metodologias analíticas são baseadas em simplificações que podem reduzir a exatidão dos modelos [63].

A modelação e simulação do processo de maquinagem depende da exatidão do input, nomeadamente da tensão de escoamento, que é um parâmetro de entrada fundamental e crítico para modelar com sucesso o comportamento físico de materiais no processo de maquinagem.

A curva de escoamento é geralmente obtida por ensaios mecânicos que usam uma gama limitada de deformações e taxas de deformação ao contrário do que acontece em condições reais de maquinagem, onde se verificam deformações e taxas de deformação muito elevadas, o que limita a sua direta aplicação em simulações numéricas do processo de maquinagem.

A tensão de escoamento obtida experimentalmente é matematicamente ajustada a modelos constitutivos semi-empíricos, como por exemplo o modelo Johnson-Cook, sendo os seus parâmetros de material calculados, por exemplo, pelo método dos mínimos quadrados. [64].

De forma a obter uma correta curva de escoamento devem-se usar os dados dos ensaios mecânicos como ponto de partida. No entanto, os parâmetros do modelo constitutivo devem ser validados por uma combinação de modelos analíticos de aplicação direta e testes de maquinagem que devem ser simulados, sendo este último procedimento chamado de análise inversa. Assim a combinação de métodos de identificação direta dos parâmetros dos modelos constitutivos combinados com análises inversas provenientes de simulações de processos de corte torna o processo de identificação dos modelos constitutivos e suas constantes mais robustos, ultrapassando as dificuldades da caracterização dos materiais em condições de maquinagem.

4.2.1. Determinação dos Parâmetros do Material para Simulações de Maquinagem a

Partir de Análise Direta e Inversa (Híbrida)

Nesta secção refere-se um processo para a identificação direta dos parâmetros da lei de escoamento definida a partir da relação de Johnson – Cook. Posteriormente refere-se o procedimento baseado em análise inversa.

Nas condições de temperatura ambiente e taxa de deformação referência, ou seja $T = T_a$ e $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0 = 1$, a equação de Johnson-Cook, representada pela Equação (33), fica reduzida a:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \quad (40)$$

Partindo de um ensaio de compressão ou tração quasi-estático do material à temperatura ambiente, onde se verificam as condições $T = T_a$ e $\varepsilon/\varepsilon_0 = 1$ podem ser obtidos os parâmetros A , B e n , reescrevendo a equação (40) da seguinte forma:

$$\ln(\sigma - A) = n \ln \varepsilon + \ln B \quad (41)$$

A equação (41) expressa uma função linear entre $\ln(\sigma - A)$ e $\ln \varepsilon$, onde n e B são o declive e a interceção desta função linear na origem, respetivamente. A é a tensão limite elástico inicial do material, que pode ser obtida pela relação entre tensão e extensão no ensaio quasi-estático. B e n podem, portanto, ser obtidos pelo ajuste dos dados experimentais a esta equação linear. Esse ajuste está ilustrado na Figura 34, onde, usando valores de σ e ε experimentais é possível obter o gráfico da função linear e a partir do mesmo, calcular os parâmetros B e n .

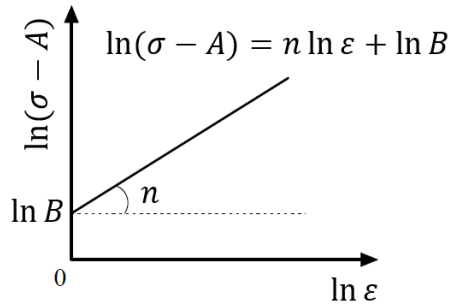


Figura 34 - Relação linear para obtenção dos parâmetros B e n da equação de Johnson-Cook [65]

Uma vez conhecidos os parâmetros A , B e n , pode-se proceder à realização de ensaios mecânicos à temperatura ambiente para várias taxas de deformação, de forma a obter as respetivas curvas tensão-extensão.

Nestas condições, $T = T_a$ e a equação de Johnson-Cook pode-se representar da seguinte forma:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \quad (42)$$

Fixando o valor da extensão, ε , é possível obter uma expressão linear para a tensão em função da taxa de deformação da seguinte forma:

$$\ln \left[\frac{\sigma}{A + B\varepsilon^n} - 1 \right] = C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \quad (43)$$

Mais uma vez pode ser aplicada a metodologia utilizada anteriormente, para calcular n e B , para obter o parâmetro C , sendo este coeficiente resultante do declive desta função linear.

Finalmente, o parâmetro m da equação de Johnson-Cook pode ser obtido a partir de curvas tensão-extensão de ensaios de compressão quasi-estáticos para várias temperaturas. Nestas condições, $\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} = 1$ e, portanto, a equação de Johnson-Cook reduz-se a:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 - \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right)^m \right] \quad (44)$$

Esta relação pode ser reescrita na forma seguinte:

$$\ln \left[\frac{(A + B\varepsilon^n) - \sigma}{(A + B\varepsilon^n)} \right] = m \ln \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right) \quad (45)$$

De forma análoga à utilizada para obter os parâmetros B , n e C calcula-se então o valor do parâmetro m ficando o modelo totalmente definido [65].

No entanto, como já foi referido, muitas vezes não é viável obter os parâmetros da equação constitutiva usando exclusivamente e unicamente resultados de ensaios experimentais de caracterização das propriedades mecânicas do material (ex: tração ou compressão).

Klocke et al. [63, 66], propuseram uma abordagem híbrida numérica-empírica para obter as constantes da equação J-C a partir de ensaios de corte ortogonal. Este tipo de método apenas requer ensaios de maquinagem relativamente simples e de baixo custo, e simulações por elementos finitos do corte. Não requer métodos complexos e dispendiosos para obter as respostas do material a elevadas taxas de deformação e temperaturas.

Como referido anteriormente, os parâmetros A , B , e n podem ser obtidos a partir de ensaios de compressão ou tração a velocidades quase-estáticas e à temperatura ambiente.

De forma a determinar as constantes c e m da equação J-C, os resultados dos ensaios de corte ortogonal (esforços de corte) são comparados com os seus equivalentes previstos a partir do modelo de elementos finitos, que são calculados usando diferentes valores de c e m , como se observa na Figura 35 (onde q corresponde à razão entre força máxima e força média) e Figura 36. Com este procedimento, os valores de c e m podem ser interpolados para que as forças previstas (simuladas) correspondam às experimentais [63, 66].

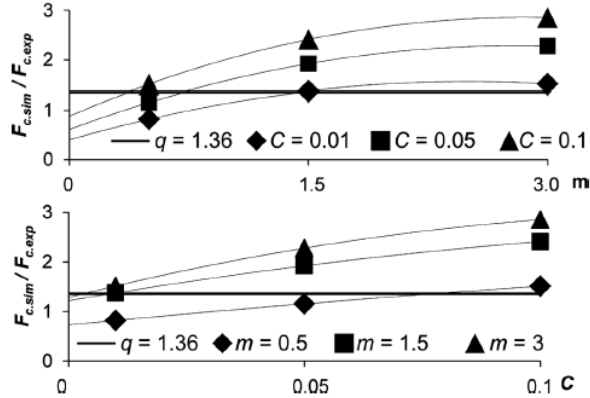


Figura 35 - Determinação dos parâmetros c e m [63]

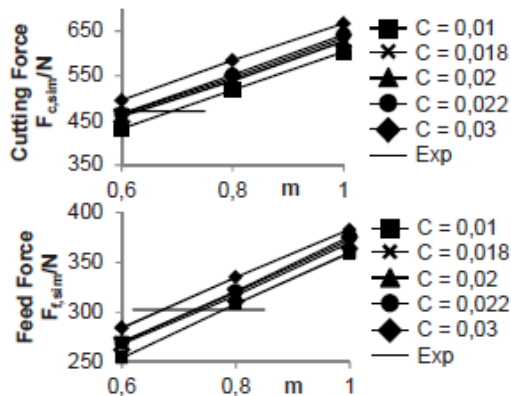


Figura 36 – Comparação de resultados obtidos em simulações com diferentes valores de c e m com os valores experimentais [66]

5 Procedimento Experimental

Neste capítulo apresentam-se os procedimentos experimentais adotados neste estudo. Destaca-se o vazamento do material necessário a todo o estudo procurando minimizar a variabilidade nas propriedades do material. Seguidamente também se destaca a preparação de um conjunto de ensaios mecânicos e tecnológicos que incluem a compressão de cilindros à temperatura ambiente e temperaturas elevadas. Ensaios de arrombamento e fratura foram realizados de modo a complementar os ensaios de compressão. Para além destes ensaios mecânicos e tecnológicos também se refere um conjunto de ensaios de corte incluindo o torneamento. Esta diversidade de ensaios foi realizada de modo a permitir um processo de identificação das leis constitutivas do material recorrendo a processos diretos e inversos.

5.1 Obtenção dos Provetes para Ensaios Mecânicos e Tecnológicos

5.1.1. Fusão e Vazamento da Liga AlSi9Cu3

O processo de fusão e vazamento da liga de alumínio envolveu várias etapas de forma a obter os provetes necessários para os subseqüentes ensaios de maquinagem. As principais etapas foram:

- Fusão do material num forno de resistências a 770 °C;
- AFINAÇÃO dos teores mássicos dos elementos de liga;
- Desgaseificação, usando pastilhas de azoto;
- Descorificação;
- Pré-aquecimento da coquilha a 300 °C;
- Vazamento manual em coquilha de cobre pintada com tinta de grafite (ver Figura 37).

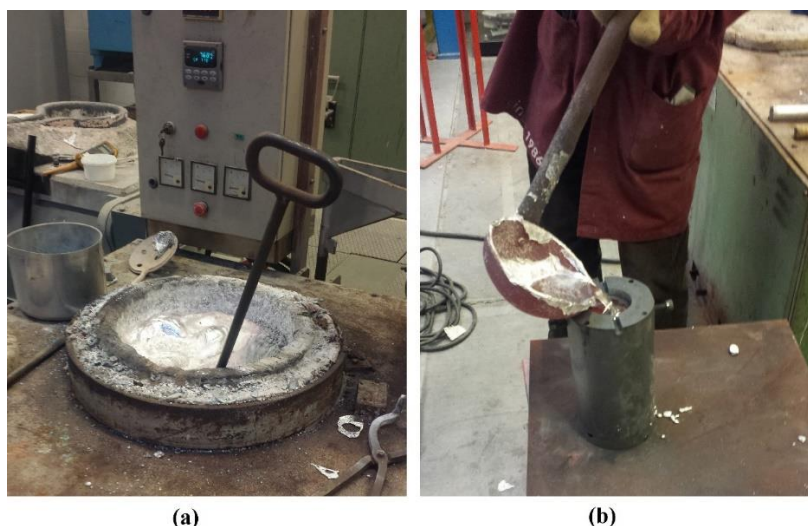


Figura 37 – Fusão e vazamento da liga AlSi9Cu3: (a) fusão no forno de resistências; (b) vazamento manual em coquilha de cobre

O processo de desgaseificação corresponde à remoção do hidrogénio do banho de fusão e foi realizado utilizando pastilhas à base de azoto. De forma a remover facilmente a escória, todas as partículas indesejáveis, resultante da fusão do material procedeu-se à descorificação, por adição de um descorificante que permite a aglomeração da escória na superfície do metal líquido, facilitando a sua remoção manual.

A temperatura do alumínio fundido é medida e quando este se encontra entre 730°C 750°C, aproximadamente, é vazado manualmente para uma coquilha de cobre, pré aquecida a 300°C, e previamente pintada internamente com tinta de grafite para impedir adesão do material fundido às paredes da mesma. As temperaturas do alumínio e coquilha são medidas com um termopar de contacto.

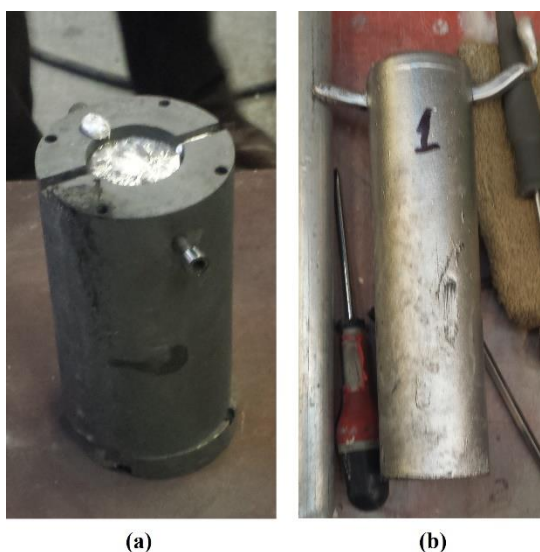


Figura 38 - Provete vazado: (a) na coquilha; (b) após extração da coquilha

Após solidificar, o provete de alumínio é retirado da coquilha, Figura 38, e repete-se o processo de vazamento para todos os provetes necessários. É necessário ter atenção às temperaturas do forno de resistências e da coquilha. Durante o vazamento a coquilha sofre um aumento de temperatura, uma vez que o alumínio vazado se encontra a 770 °C e a coquilha a 300°C. É necessário, portanto, aguardar algum tempo entre vazamentos para que a temperatura da coquilha baixe novamente para o valor desejado.

Após este processo, os provetes apresentam diâmetros nominais diferentes nas extremidades, devido à necessidade de um angulo de saída na coquilha, e um rechupe na extremidade superior, devido à contração do material durante solidificação. É necessário, portanto, para realizar posteriores ensaios e preparação de provetes de ensaio, proceder à pré-maquinagem dos provetes obtendo cilindros maquinados com aproximadamente 55mm de diâmetro.

Os provetes cilíndricos desta liga apresentam elevada porosidade na zona central [8], o que pode afetar negativamente as propriedades mecânicas do material nessa zona. Consequentemente, de forma a não obter resultados afetados por esta porosidade interna excluiu-se da caracterização o material que se encontra no núcleo interior com diâmetro de 25 mm (ver Figura 39). Por exemplo os ensaios de torneamento excluíram a maquinagem de material nesse núcleo interior e os ensaios mecânicos e tecnológicos foram realizados com provetes extraídos apenas da zona exterior do varão. O comprimento dos provetes variou entre 180mm e 210mm, correspondendo ao comprimento após vazamento seguido do facejamento dos topos.

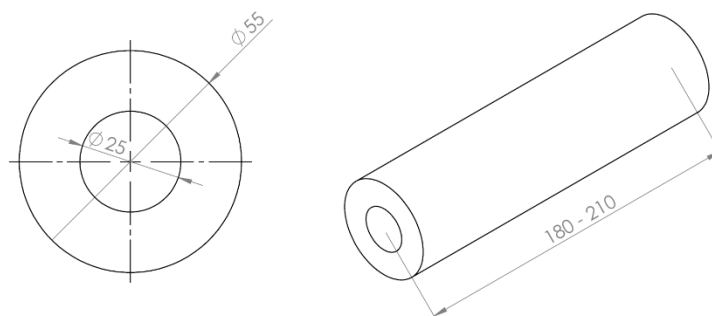


Figura 39 – Desenho dos provetes após vazamento e pré-maquinagem

5.1.2. Composição Química dos Provetes Após Vazamento

Foram vazados 40 cilindros de AlSi9Cu3 e registada a composição química do material após vazamentos, de forma a garantir que as quantidades de cada elemento químico estavam dentro dos intervalos desejados e referidos anteriormente na Secção 2.3.1., representados na Tabela 3. O registo da composição química foi realizado para os vazamentos nº 1, 12, 22 e 31 e está representado desde a Tabela 6 até à Tabela 9. Quando se verificou necessário procedeu-se à correção da composição química da liga adicionando elementos químicos em falta.

Tabela 6 – Composição química antes do vazamento do cilindro nº 1

Composição química (% em massa)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
8,87	0,151	2,74	0,0062	0,0193	0,0022	0,0025	0,183	0,0066	0,0053	0,0534

Tabela 7 – Composição química antes do vazamento do cilindro nº12

Composição química (% em massa)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
9,00	0,151	2,84	0,0054	0,0836	0,0019	0,0018	0,145	0,0054	0,0048	0,0728

Tabela 8 - Composição química antes do vazamento do cilindro nº22

Composição química (% em massa)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
8,92	0,148	2,96	0,0061	0,288	0,0020	0,0020	0,155	0,0060	0,0048	0,0727

Tabela 9 - Composição química antes do vazamento do cilindro nº31

Composição química (% em massa)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
8,81	0,144	2,90	0,0058	0,192	0,0018	0,0018	0,153	0,0055	0,0042	0,0712

Aquando do vazamento dos cilindros nº 12 e 22 foi procedida à correção da liga por adição de Al mais correção do Mg e adição de Al, Cu e Mg respetivamente.

É espectável que provetes com composições químicas diferentes apresentem propriedades mecânicas diferentes, mas no entanto, uma vez que as composições químicas se encontram dentro dos intervalos estabelecidos pela norma NP EN 1706 2000 [13], essas diferenças são consideradas irrelevantes em termos de classificação da liga.

5.1.3. Obtenção dos Provetes para Ensaio de Compressão

Foram projetados, para o ensaio de compressão, provetes cilíndricos com 6mm de diâmetro e 6mm de altura (ver Anexo B).

A obtenção destes provetes envolveu uma série de etapas, representadas na Figura 40, a realizar entre o cilindro de fundição e os provetes finais para ensaios de compressão.

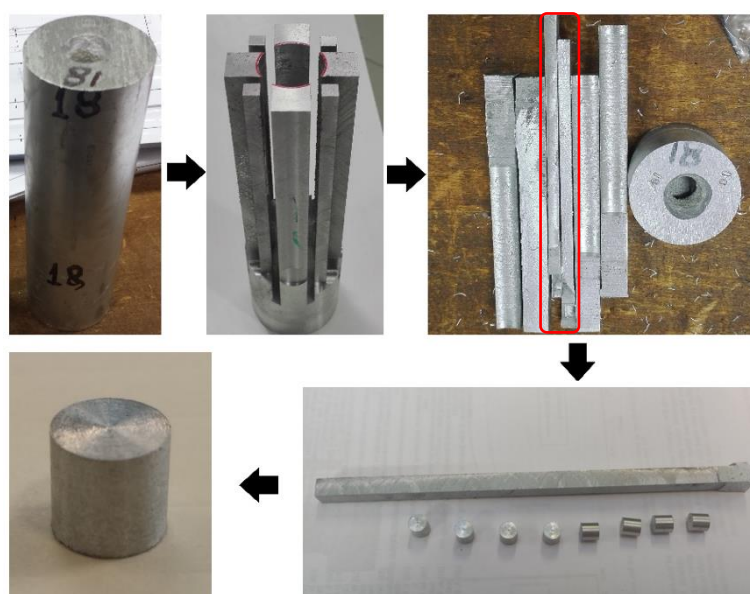


Figura 40 – Sequência de obtenção dos provetes para ensaio de compressão

Partindo do cilindro pré-maquinado, inicialmente foi realizado um furo de diâmetro 25mm para remover a zona central com elevada porosidade. De seguida, foram realizados cortes longitudinais de forma a tirar o máximo proveito do material para obter o maior número de provetes possível. Nesta fase foi necessário ter atenção à espessura da ferramenta com que se fizeram estes cortes. Foram assim obtidos oito varões prismáticos a partir de cada cilindro fundido sendo quatro destinados à obtenção dos provetes para os ensaios de compressão e quatro destinados à obtenção dos provetes para os ensaios de fratura (assinalados na Figura 40). Estes varões foram posteriormente fresados para secção quadrada e torneados de forma a obter forma cilíndrica com o diâmetro e comprimento desejado.

5.1.4. Obtenção dos Provetes para Ensaio de Fratura

Os provetes para o ensaio de fratura foram projetados tendo por base o trabalho de Silva et al. [16] e de Atkins et al. [27]. Foram desenhados provetes de fratura para três diferentes tamanhos de ligamento (ver Anexo A):

- 1mm;
- 1,5mm;
- 2mm.

Para obtenção dos provetes de fratura finais, os cilindros de fundição pré-maquinados tiveram que passar por uma série de etapas de corte e maquinagem, representadas na Figura 41.

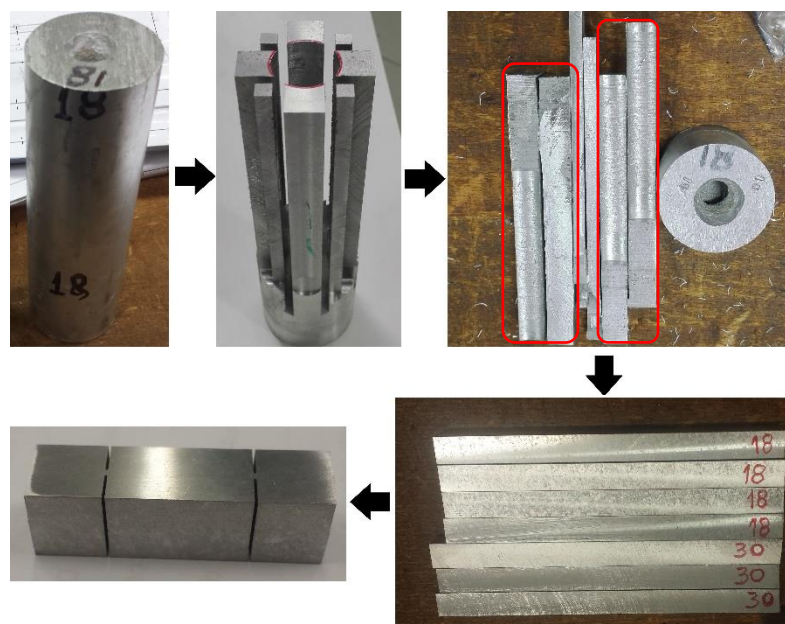


Figura 41 – Sequência de operações para obtenção dos provetes para ensaio de fratura

Partindo dos cilindros pré-maquinados, inicialmente foi realizado um furo de diâmetro 25mm para remover a zona central com elevada porosidade. De seguida foram realizados cortes longitudinais com serra de disco de forma a tirar o máximo proveito do material para obter o maior número de provetes possível. Nesta fase foi necessário ter atenção à espessura da ferramenta com que se fizeram estes cortes. Foram assim obtidos oito varões prismáticos a partir de cada cilindro, sendo quatro destinados à obtenção dos provetes para ensaios de compressão e quatro destinados à obtenção dos provetes para ensaios de fratura (assinalados na Figura 41). Os varões foram posteriormente fresados para as dimensões exteriores (altura e largura) desejadas. Cada varão permitiu a obtenção de três provetes para ensaio de fratura cujos entalhes foram obtidos por eletroerosão por fio, numa máquina de eletroerosão *MITSUBISHI DWC90SZ*, ver Figura 42, com fio de 0.25 mm e *offset amount* de 155 μm . Os parâmetros de corte fornecidos pelo fabricante são definidos através de um código numérico e neste caso o código utilizado foi o 953. O comprimento de cada um desses entalhes definiu o tamanho do ligamento.



Figura 42 – Máquina de eletroerosão por fio *MITSUBISHI DWC90SZ*

5.1.5. Obtenção dos Provetes para Ensaios de Arrombamento

Para os ensaios de arrombamento foram desenhados discos cilíndricos com duas espessuras diferentes (Ver Anexo C):

- 3mm;
- 5mm.

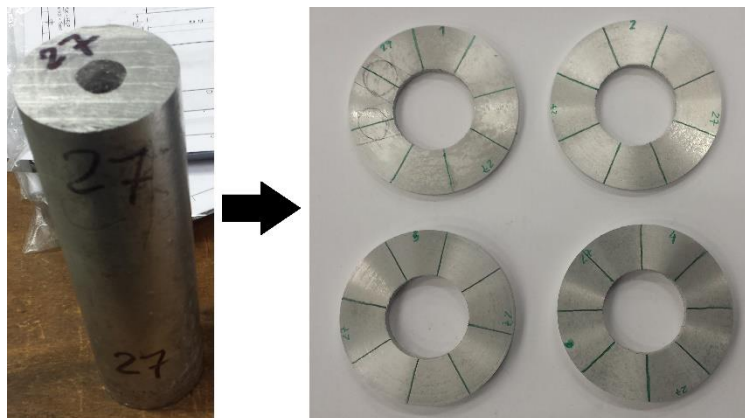


Figura 43 - Sequência de obtenção dos provetes para ensaio de arrombamento

Partindo do cilindro de fundição pré-maquinado, inicialmente foi realizado um furo de diâmetro 25mm para remover a zona central com elevada porosidade. Posteriormente foram realizados cortes (sangramentos) transversais de forma a obter os discos com a espessura desejada, como se pode observar na Figura 43.

5.1.6. Obtenção dos Provetes para Ensaios de Corte Ortogonal

Como referido anteriormente, na Secção 3.7, o corte ortogonal pode ser aproximado por um processo de torneamento cilíndrico de um provete tubular. Portanto, para realização dos ensaios de corte ortogonal partiu-se dos cilindros pré-maquinados e realizou-se um furo na sua zona central de forma a obter um provete tubular com uma parede de 3mm de espessura, ver Anexo D.

A espessura de 3mm foi seleccionada tendo em conta que deveria ser inferior ao tamanho da aresta de corte da ferramenta, como se verifica na Figura 44.

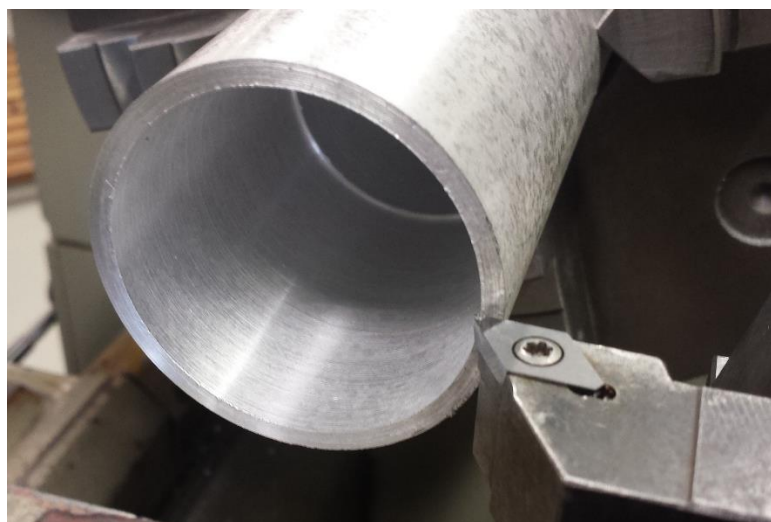


Figura 44 - Provette para ensaio de corte ortogonal

5.2 Análise da Microestrutura

Após obtenção dos cilindros fundidos e sua pré-maquinagem, procedeu-se ao corte de uma secção para avaliação da sua microestrutura. Essa secção foi obtida a partir da zona dos cilindros fundidos de onde se retiraram os provetes para os ensaios mecânicos e tecnológicos. Desta forma realizou-se análise da microestrutura na zona de trabalho do material, excluindo a zona central com elevada porosidade.

A análise de microestrutura envolveu o polimento das amostras, realizado com recurso a lixas de carboneto silício com granulometrias de 320, 600, 1000, 1200 e 2600 sucessivamente, seguido do uso de panos de abrasivo de diamante com tamanhos de grão $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$, sucessivamente. Não foi necessária a realização de ataque químico. A sua visualização foi realizada num microscópio ótico *Olympus PMG3* e as imagens obtidas a partir de uma câmara *Olympus DP12* que permitiu a observação através de um ficheiro digital num computador. O sistema de observação da microestrutura está representado na Figura 45.

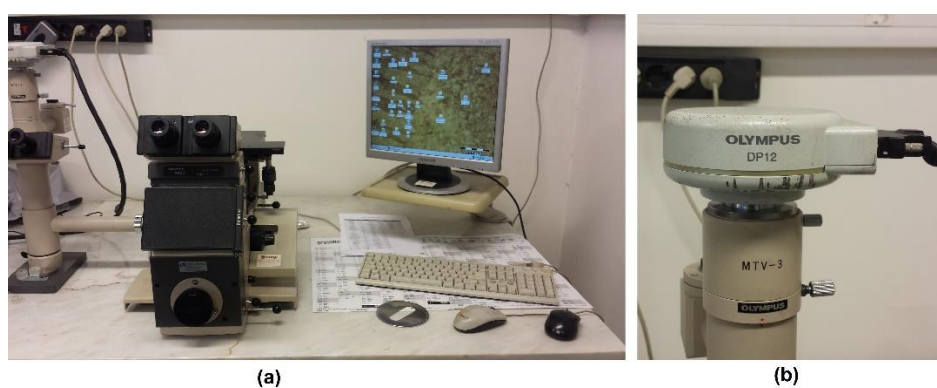


Figura 45 – Sistema de observação da microestrutura do material: (a) microscópio ótico *Olympus PMG3*; (b) câmara *Olympus DP12*

Foram obtidas imagens para cinco provetes de fundição diferentes e com 3 ampliações diferentes, 150x, 300x e 750x como se pode observar na Figura 46. No entanto não se verificou variação significativa da microestrutura entre provetes de fundição.

Analisando a Figura 46, e por comparação com microestruturas presentes na literatura, já referidas anteriormente, a microestrutura dos provetes analisados é constituída maioritariamente por uma fase $\alpha\text{-Al}$ e silício eutético com forma lamelar, como esperado. Verifica-se também a presença de fases intermetálicas, tais como as ricas em ferro, na forma de cristais poliédricos e a fase rica em cobre do tipo Al_2Cu .

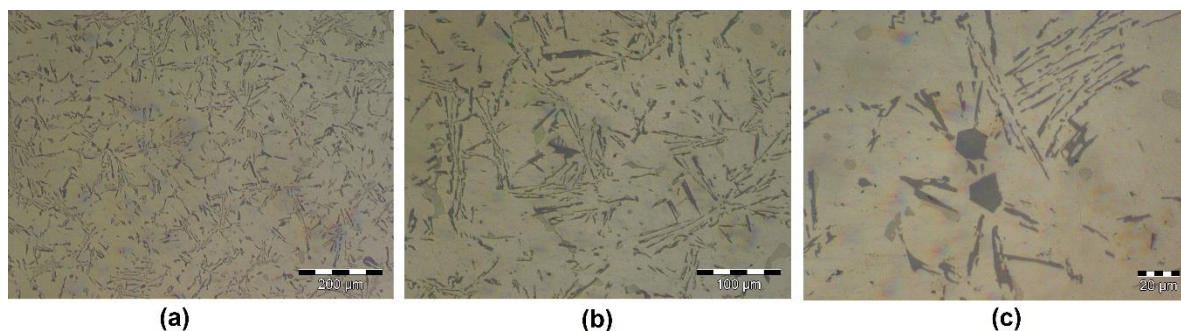


Figura 46 – Microestrutura da liga AlSi9Cu3 para diferentes ampliações

5.3 Ensaios Mecânicos e Tecnológicos

5.2.1. Ensaios Mecânicos de Compressão

Os ensaios de compressão foram realizados no laboratório de ensaios tecnológicos do INEGI à temperatura ambiente, a 100 °C e a 200 °C. Foram realizados numa máquina de ensaios *INSTRON 4208*, representada na Figura 47, sendo que os ensaios a 100 °C e a 200 °C foram efetuados com o provete no interior de uma câmara térmica.

Os objetivos destes ensaios de compressão foram a obtenção da curva de escoamento do material AlSi9Cu3 à temperatura ambiente, a 100 °C e a 200 °C, de forma a identificar os parâmetros elastoplásticos e térmicos do modelo de Johnson-Cook.

Os ensaios de compressão realizados foram quasi-estáticos, sendo a velocidade utilizada 0,6mm/min ou 0,01mm/s. Foram utilizados provetes cilíndricos com 6mm de diâmetro e 6mm de altura, representados na Figura 40.

De forma a reduzir o atrito entre o provete e os pratos superior e inferior da máquina foi utilizada massa lubrificante de contacto nos ensaios à temperatura ambiente e pasta de grafite a 100 °C e a 200 °C, como se pode ver na Figura 48

Os provetes utilizados nos ensaios de compressão foram todos obtidos a partir do mesmo cilindro de fundição.

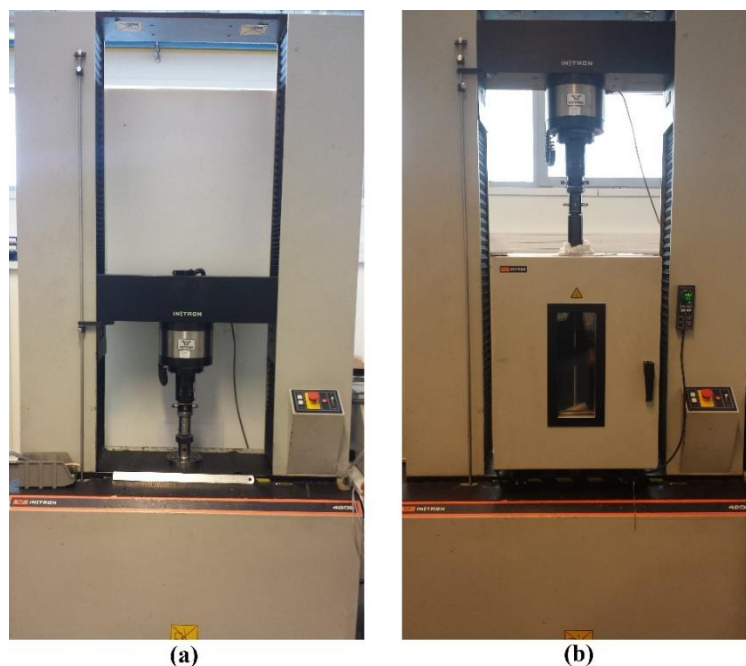


Figura 47 – Máquina de ensaios *INSTRON 4208*: (a) setup para ensaio de compressão a temperatura ambiente; (b) máquina de ensaios com câmara térmica para realização de ensaios a temperaturas elevadas

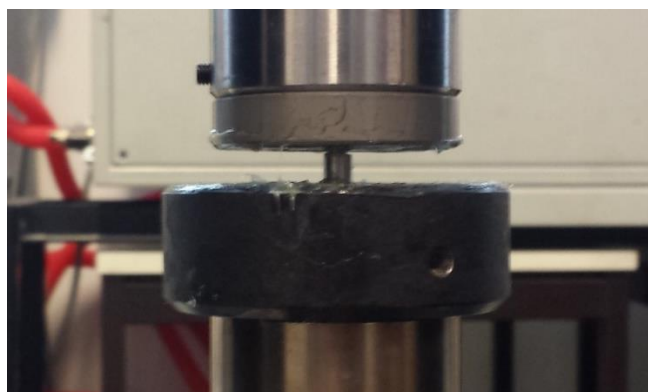


Figura 48 - Posicionamento do provete na máquina de ensaios com massa de contacto para lubrificação

Para cada temperatura de ensaio foram realizadas três repetições de forma a reduzir eventuais disparidades dos resultados dos ensaios em relação à realidade.

Na Tabela 10 está representado o planeamento utilizado nos ensaios de compressão.

Tabela 10 – Planeamento dos ensaios de compressão

Exp. Nº	Temperatura (°C)	Velocidade (mm/s)
1	23	0,01
2	23	
3	23	
4	100	
5	100	
6	100	
7	200	
8	200	
9	200	

A máquina de ensaios fornece a força aplicada pelo prato em função do seu deslocamento, sendo necessário posteriormente proceder aos cálculos necessários para obter as curvas tensão-extensão desejadas. Para isso foi necessário, antes de cada ensaio registar as dimensões iniciais de cada provete, nomeadamente o seu diâmetro e comprimento e no final do ensaio as mesmas dimensões.

5.2.2. Ensaios Tecnológicos de Corte Ortogonal

O ensaio de corte ortogonal decorreu nas oficinas mecânicas do DEMec num torno paralelo EFI DU20, representado na Figura 49, com 5.9kW de potência e variação escalonada de velocidades, com velocidade máxima de rotação 2500 rpm. Foi utilizada uma pastilha de corte com inserto de PCD *Mapal DCGW 070202 F01N-0AA*, representada na Figura 50.

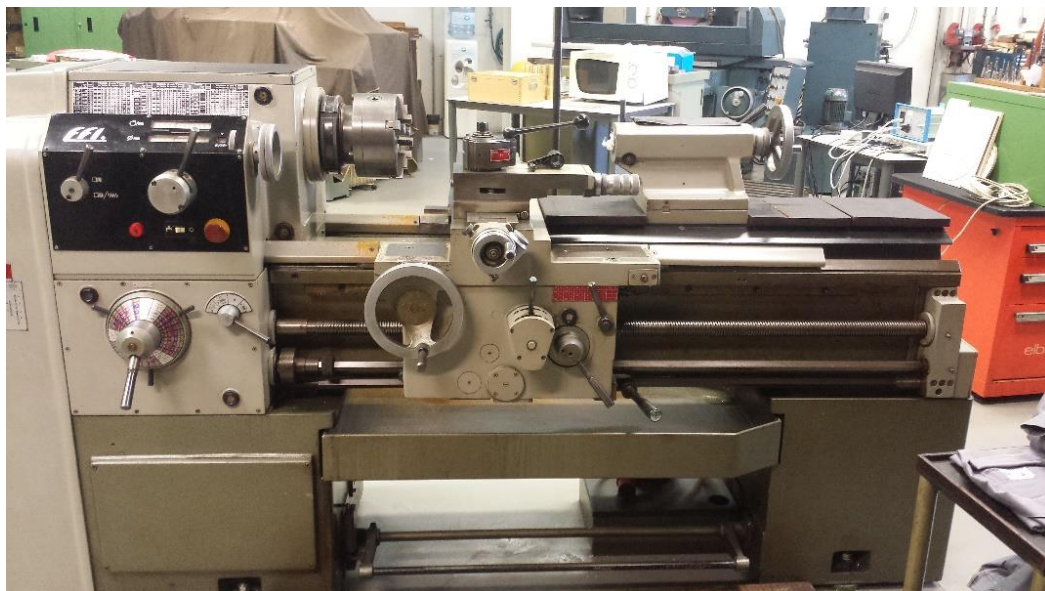


Figura 49 – Torno paralelo EFI DU20

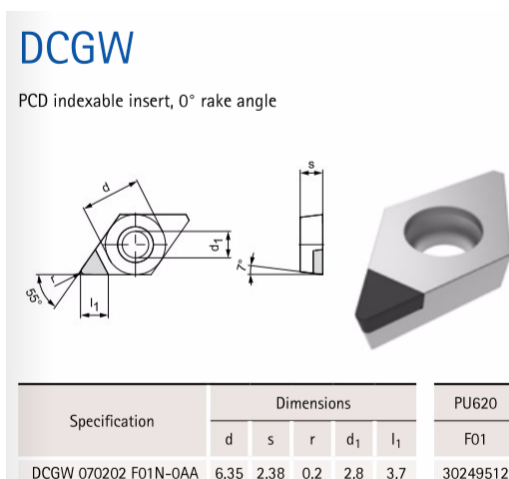


Figura 50 – Pastilha de corte utilizada no ensaio de corte ortogonal [67]

O objetivo deste ensaio foi a determinação da influência dos parâmetros de corte, nomeadamente o avanço, e velocidade de corte, nas componentes das forças de corte, bem como a determinação do coeficiente de atrito.

Estes ensaios foram aproximados por torneamento cilíndrico, como se observa na Figura 44. Nestes casos a velocidade de corte depende do diâmetro da peça a torner, diâmetro esse que varia ao longo da superfície a maquinar. Desta forma a velocidade de corte foi calculada a partir do diâmetro médio do tubo.

Foram selecionadas duas velocidades de rotação, 2500 e 1250 rpm, e três valores para o avanço, 0,05, 0,14 e 0,25 mm/rev. Para cada ensaio foi removido um comprimento de 25 mm ao provete.

Durante o avanço da ferramenta de corte sobre o provete a maquinar, foram então registadas as componentes das forças de maquinagem, F_c , F_p e F_a , representadas na Figura 29 para os diferentes parâmetros de corte estabelecidos. Neste processo de corte ortogonal proporcionado por um ângulo de ataque da ferramenta nulo e um ângulo de inclinação e de posição da aresta de corte também nulos, sem utilização de quebra aparas (como se pode verificar na Figura 50 e na Figura 51) é então viável o cálculo de um coeficiente de atrito, μ , assumindo válido o modelo de atrito de Coulomb nestas condições de maquinagem a seco, dado pela relação seguinte:

$$\mu = \frac{F_a}{F_c} \quad (46)$$

Foram utilizados dois cilindros pré-maquinados de fundição distintos, com as dimensões indicadas na Figura 147 do Anexo D, para a realização destes ensaios, um para cada velocidade de rotação/corte.

O plano de ensaios de corte ortogonal está representado na Tabela 11.

Tabela 11 – Parâmetros de corte utilizados no ensaio de corte ortogonal

Exp. N°	Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de corte (m/min)	Avanço (mm/rev)	Diâmetro exterior (mm)	Diâmetro interior (mm)	Espessura da parede (mm)	Comprimento maquinado (mm)
1	2500	406,05	0,25	54,7	48,7	3	25
2			0,14				
3			0,05				
4	1250	203,03	0,25				
5			0,14				
6			0,05				

Como já referido, os ensaios foram realizados a seco, isto é, sem aplicação de fluido de corte, com o ângulo de inclinação da aresta de corte de 0° e o ângulo de posição da aresta de corte de 90°, como se observa na Figura 51, de forma a resultar num corte mais próximo do corte ortogonal.



Figura 51 – Posição relativa entre peça e ferramenta

A determinação das componentes das forças de maquinagem requer a utilização de plataformas dinamométricas, e equipamentos de amplificação de sinal e sistema de aquisição de dados.

Para a medição das forças de maquinagem foi utilizada uma plataforma dinamométrica piezoelétrica *KISTLER 9257B*, representada na Figura 52

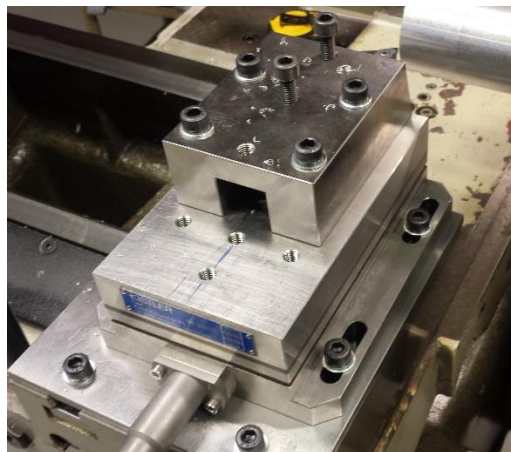


Figura 52 – Dinamómetro piezoelétrico *KISTLER 9257B*

De forma a converter os sinais de carga elétrica (em pC) provenientes do dinamómetro piezoelétrico em sinais proporcionais de tensão (V) foi utilizado um amplificador de carga *KISTLER 5070A 10100*, representado na Figura 53.



Figura 53 – Sistema de amplificação *KISTLER 5070A 10100*

Foi utilizado ainda um sistema de aquisição de dados *HBM Spider8*, em conjunto com o *software Catman*, representado na Figura 54, que permitiu a aquisição de dados provenientes do sistema de amplificação através da utilização de um computador, facilitando o tratamento de dados das três componentes das forças de corte em função do tempo de maquinagem.

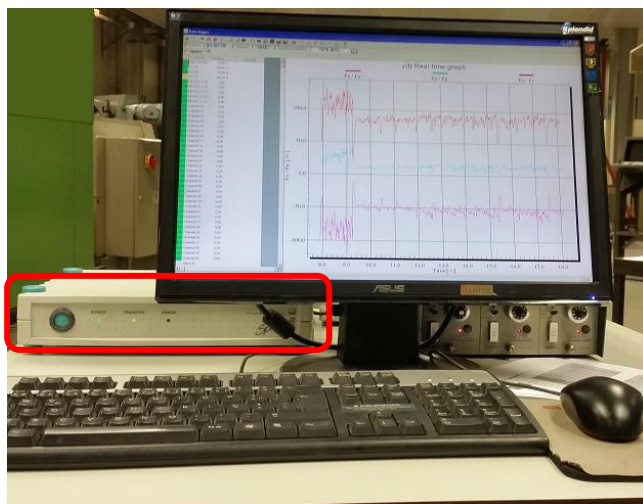


Figura 54 - Sistema de aquisição de dados *HBM Spider8* [8]

5.2.3. Ensaios Tecnológicos de Arrombamento

Os ensaios de arrombamento decorreram no Laboratório de Ensaios Tecnológicos (LET) do DEMec. Foram realizados numa máquina de ensaios servo-hidráulica *MTS* com 250 kN de capacidade, com sistema de aquisição de dados integrado *MTS FlexTest SE*, representados na Figura 55 e na Figura 56 respetivamente com recurso a uma ferramenta personalizada, em função da geometria dos provetes e da máquina de ensaios existentes.

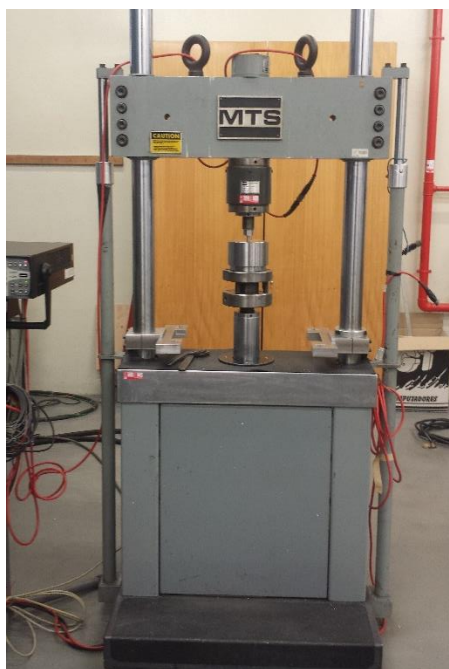


Figura 55 – Máquina de ensaios servo-hidráulica *MTS* com 250 kN de capacidade



Figura 56 - Sistema de aquisição de dados MTS FlexTest SE

Tendo por base os discos para ensaio de arrombamento referidos na Secção 5.1.5. na Figura 43, foi desenhada uma ferramenta especial (ver Anexo C), constituída por uma matriz, um punção e um guiamento do punção, como se pode observar na Figura 57.

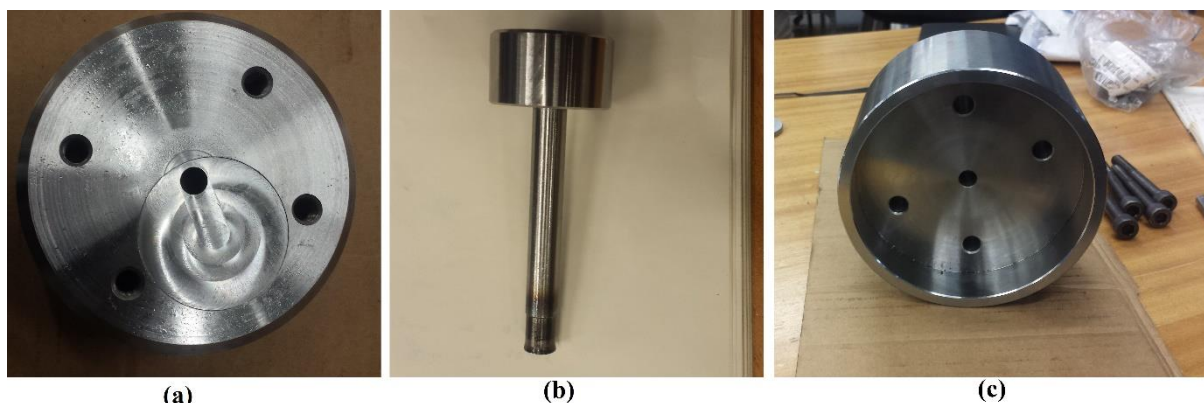


Figura 57 – Ferramenta para ensaio de arrombamento: (a) Matriz; (b) Punção; (c) Guia do punção

O disco cilíndrico é encaixado no entalhe presente na matriz e de seguida é fixo pela guia do punção, que funciona tanto como matriz superior de fixação para o provete como de guiamento para o punção. Esta fixação é obtida por intermédio de quatro parafusos apertados com o mesmo binário, como se verifica na Figura 58 (a). Por fim é inserido o punção na ranhura central do guia do punção que por intermédio de uma força aplicada pelo prato superior da máquina de ensaios irá punccionar um disco, como se pode observar na Figura 58 (b).

O objetivo deste ensaio foi verificar o efeito da velocidade de avanço do punção e da espessura do provete na força de corte aplicada.

Foram utilizados nestes ensaios, quatro discos cilíndricos, dois para cada espessura, todos provenientes do mesmo cilindro de fundição.

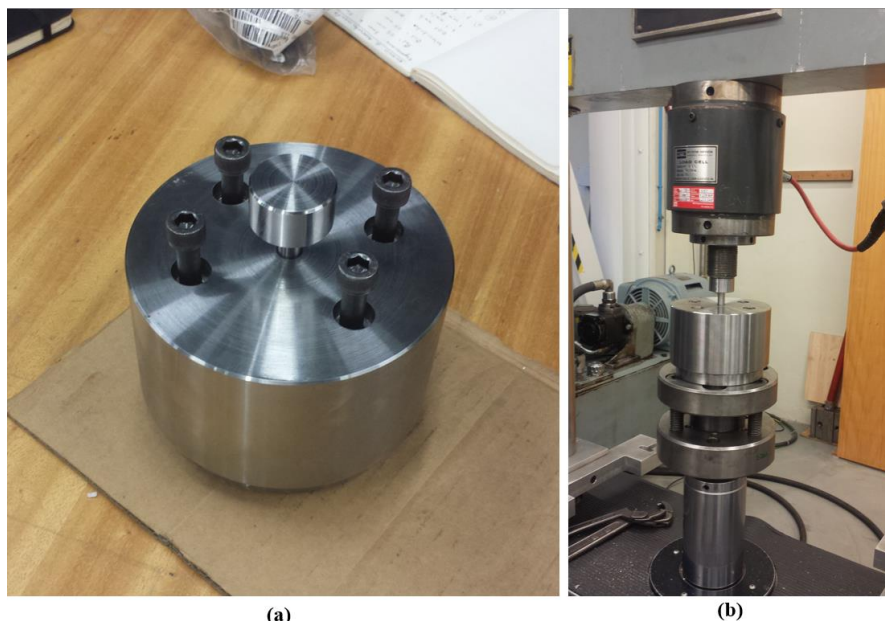


Figura 58 – Setup para ensaio de arrombamento: (a) ferramenta utilizada; (b) ferramenta inserida na máquina de ensaios

Foram testadas três velocidades diferentes do punção, 0,01mm/s (semelhante à velocidade utilizada nos ensaios de compressão quasi-estáticos), 0,1mm/s e 1mm/s e duas espessuras do provete, 3mm e 5mm. Para cada combinação de parâmetros foram efetuadas 5 repetições de forma a reduzir possíveis erros ou disparidades dos resultados experimentais.

O planeamento utilizado para os ensaios de arrombamento está representado na Tabela 12.

Tabela 12 – Planeamento do ensaio de arrombamento

Exp. Nº	Espessura do provete (mm)	Velocidade do punção (mm/s)
1 - 5	3	0,01
6 - 10	3	0,1
11 - 15	3	1
16 - 20	5	0,01
21 - 25	5	0,1
26 - 30	5	1

Como foi referido anteriormente, a folga entre punção e matriz têm influência nos resultados obtidos. Por este motivo e de forma a inserir medidas corretas no modelo de simulação numérica foram registadas as medidas exatas do diâmetro do punção e das aberturas da matriz e guia do punção. As medidas estão representadas na Tabela 13. A folga entre punção e matriz é de 0,025 mm.

Tabela 13 – Dimensões dos componentes da ferramenta de arrombamento

Componente	Diâmetro (mm)
Abertura da matriz	10,035
Abertura da guia do punção	10,035
Diâmetro do punção	9,985

O punção foi lubrificado utilizando massa lubrificante de forma a reduzir os efeitos nos resultados experimentais do atrito entre punção e guiamento.

À medida que o punção se deslocou verticalmente, foram registados os valores da força aplicada pelo punção para cada valor do seu deslocamento. Esses dados permitiram obter as curvas força-deslocamento para cada caso estudado.

Foi também estudada a geometria final dos discos obtidos por arrombamento. As suas superfícies laterais foram observadas num Microscópio Eletrónico de Varrimento ambiental, de alta resolução (Schottky) *FEI Quanta 400FEG ESEM / EDAX Genesis X4M*. Esta análise foi realizada na Unidade de Imagem, Microestrutura e Microanálise – IMICROS do CEMUP (Centro de Materiais da Universidade do Porto).



Figura 59 - Microscópio Eletrónico de Varrimento ambiental, de alta resolução (Schottky) *FEI Quanta 400FEG ESEM / EDAX Genesis X4M* [68]

5.2.4. Ensaios Tecnológicos de Fratura

Os ensaios de fratura decorreram no Laboratório de Ensaios Tecnológicos (LET) do DEMec. Foram realizados, tal como os de arrombamento, na máquina servo-hidráulica *MTS* com 250 kN de capacidade, com sistema de aquisição de dados integrado *MTS FlexTest SE*, representados na Figura 55 e na Figura 56 respetivamente com recurso a uma ferramenta personalizada, em função da geometria dos provetes e da máquina de ensaios existentes.

Foi seguida a metodologia proposta por Silva et al. [16] e Atkins [27], utilizando provetes prismáticos com entalhes de iniciação de fratura, representados na Figura 41, com três tamanhos de ligamento:

- 1mm;
- 1,5mm;
- 2mm.

Para realização destes ensaios foi necessário desenhar uma ferramenta especial (ver Anexo A) constituída por uma matriz e um punção, como se observa na Figura 60.

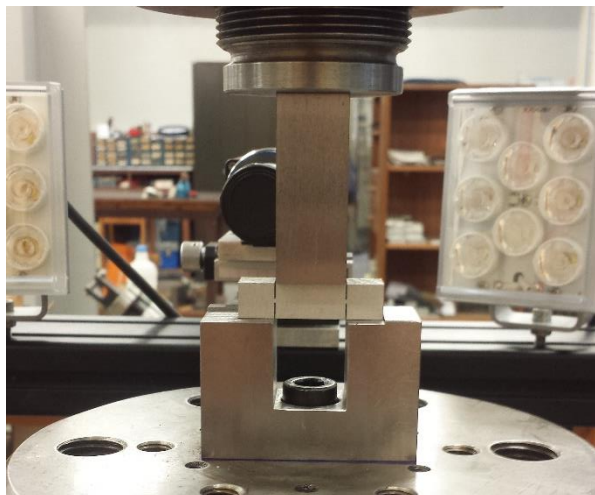


Figura 60 – Ferramenta para ensaio de fratura

A matriz deverá estar em contacto com as superfícies externas ao entalhe e o punção com a superfície entre entalhes. Este contacto deverá ser o mais perfeito possível devendo o punção ter as mesmas dimensões que a zona entre entalhes do provete. O entalhe na matriz deverá ter dimensão igual à zona entre entalhes do provete mais a dimensão dos mesmos entalhes. É também de elevada importância a correta centragem do provete em relação à ferramenta. Para tal foi desenhado um entalhe na matriz que serviu de batente para os provetes fixando-os na posição desejada. Não pode ocorrer qualquer contacto entre a matriz e o punção ou entre a matriz e a zona entre entalhes do provete.

À medida que o punção desce, exerce força sobre a superfície entre entalhes do provete, levando à ocorrência de uma força no sentido contrário entre a matriz e o provete, provocando a fratura do material no ligamento.

Os provetes de fratura foram obtidos a partir de dois cilindros de fundição diferentes (nº18 e nº30), sendo que cada um destes permitiu obter 2 provetes para cada tamanho de ligamento. Assim, foram utilizados neste ensaio 12 provetes, 4 para cada tamanho de ligamento. Desta forma foi também possível analisar se provetes de fundição diferentes teriam influência na resistência do material.

Os ensaios foram realizados à velocidade quasi-estática de 0,01mm/s e foram realizadas 4 repetições para cada tamanho de ligamento, duas delas correspondentes a cada provete de fundição. O planeamento dos ensaios de fratura está representado na Tabela 14.

Tabela 14 – Planeamento dos ensaios de fratura

Exp. Nº	Tamanho do ligamento (mm)	Provete de fundição	Velocidade (mm/s)
1	1	30	0,01
2	1	30	
3	1	18	
4	1	18	
5	1,5	30	
6	1,5	30	
7	1,5	18	
8	1,5	18	
9	2	30	
10	2	30	
11	2	18	
12	2	18	

À medida que o punção se deslocou verticalmente, foram registados os valores da força aplicada pelo punção para cada valor do seu deslocamento. Esses dados permitiram obter as curvas força-deslocamento para cada caso estudado.

De forma a calcular a resistência do material à fratura seguiu-se o procedimento esquematizado na Figura 61. Uma vez obtidas as curvas força-deslocamento do punção para os vários tamanhos de ligamento c , é calculada a energia necessária à iniciação de fenda, integrando a evolução da força do punção em função do seu deslocamento até ao ponto de força máxima, da seguinte forma:

$$W = \int_0^{x_c} F dx \quad (47)$$

onde x_c corresponde ao deslocamento para o qual a força do punção é máxima, e onde se assume a ocorrência de iniciação de fenda. A energia total por unidade de área w é dada pela equação:

$$w = \frac{W_p}{A} + R_f \quad (48)$$

onde W_p é a energia de deformação plástica, A é a área do ligamento e R_f é a resistência do material à fratura, definida como a quantidade de energia por unidade de área que é necessária para criar uma nova superfície. Por fim obtém-se a resistência do material à fratura por extrapolação da energia por unidade de área para as condições limite em que o tamanho do ligamento tende para zero. Na prática corresponde à intersecção da linha que contém todas as energias por unidade de área para os vários ligamentos com o eixo w .

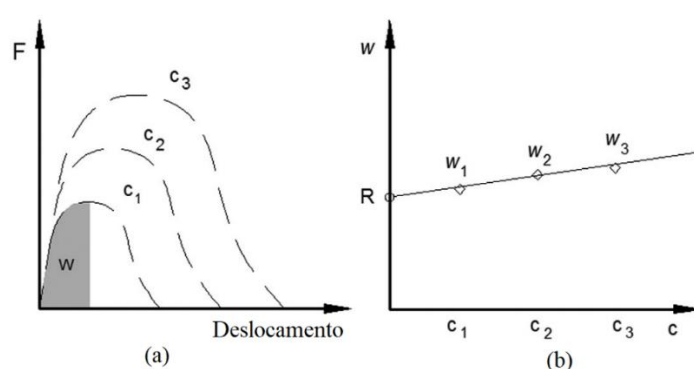


Figura 61 – Procedimento esquemático para obtenção da resistência de fratura [16]

Os ensaios de fratura foram realizados com recurso a correlação digital de imagem (CDI). A CDI é uma técnica ótica de campo onde são fornecidos os deslocamentos em pontos de dados discretos por correlação das imagens para diferentes configurações mecânicas [42, 69]. A extensão do material é avaliada através da deformação de um padrão texturizado, que se assume perfeitamente acoplado à superfície do objeto.

A superfície dos provetes de fratura não fornece o padrão texturizado requerido, portanto, foi pintado um padrão *speckle* com recurso a um aerógrafo *iwata CM-B*, sobre a região de interesse, ou seja, a zona do ligamento, como se pode observar na Figura 62 de forma a garantir tamanho de grão, contraste e isotropia adequados à escala de observação. O fator de conversão utilizado foi de 0,0029 mm/pixel e as medidas de CDI foram obtidas com um subconjunto de 15 x 15 pixel².

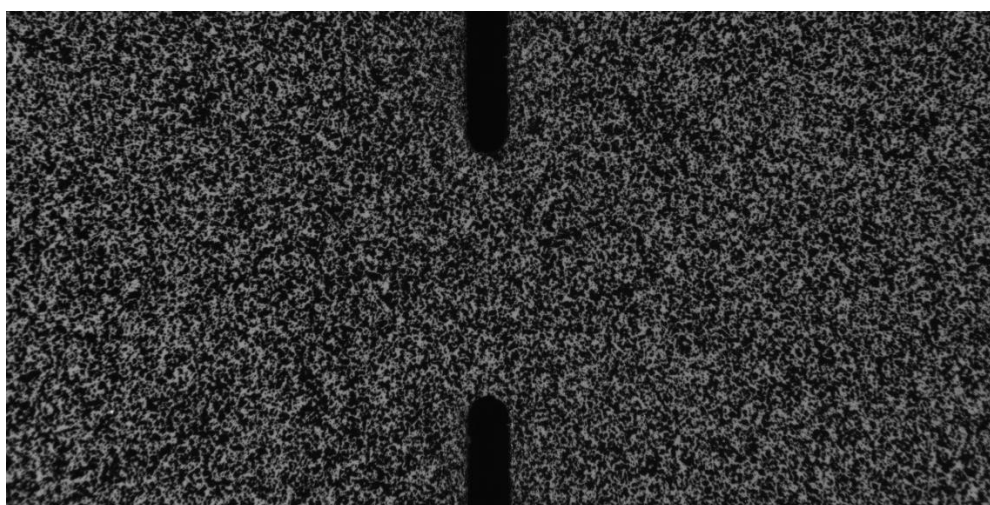


Figura 62 – Padrão *speckle* aplicado na zona do ligamento do provete de fratura com recurso a um aerógrafo *iwata CM-B*

Nestes ensaios foi utilizado um sistema *ARAMIS 2D DIC* com uma câmara *Manta G-505*, de 14 bits, 15 fps, com resolução 2452 (H) x 2056 (V) e 3,45µm/píxel, com frequência de aquisição de 0,5 Hz. Foi utilizada uma lente *Opto Engineering Telecentric lens TC 23 09* com ampliação 1,000 +/- 3%, campo de visão com detetor 2/3" (8,8 x 6,6), distância de trabalho 63,3 +/- 2 mm, telecentricidade < 0,08°, distorção < 0,08° e profundidade de campo de 0,9 mm. A montagem do sistema CDI utilizado pode ser observada na Figura 63.

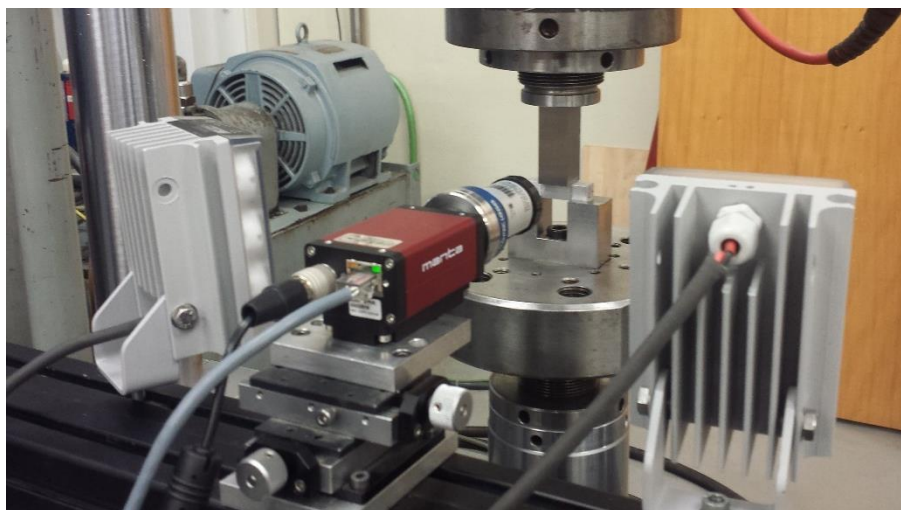


Figura 63 – Sistema de CDI utilizado

5.2.5. Ensaios Tecnológicos de Torneamento Cilíndrico

Os ensaios de torneamento decorreram nas oficinas mecânicas do DEMec. Foram realizados num torno paralelo EFI DU20 com 5.9 kW de potência e variação escalonada de velocidades, com velocidade máxima de rotação 2500, representado na Figura 49. Foi utilizada uma pastilha de corte com inserto de PCD *Mapal DCGW 070202 F01N-0AA*, tal como no ensaio de corte ortogonal.

Foi utilizada uma metodologia de ensaios semelhante à proposta por Soares [8], onde foram adicionadas 3 repetições a cada um dos ensaios de forma a minimizar eventuais erros provenientes do método experimental. Foram também testadas duas velocidades de corte adicionais.

Os ensaios de torneamento tiveram como objetivo determinar a influência dos parâmetros de corte, avanço, velocidade de corte e penetramento nas componentes das forças de maquinagem e no acabamento superficial.

Foram selecionadas quatro velocidades de rotação, 2500, 1800, 1250 e 900 rpm, três profundidades de corte, 0,25, 0,50 e 1,50 mm e três avanços, 0,05, 0,14 e 0,25 mm/rev. O comprimento longitudinal torneado para cada ensaio foi de 40 mm, como se pode ver na Figura 64.

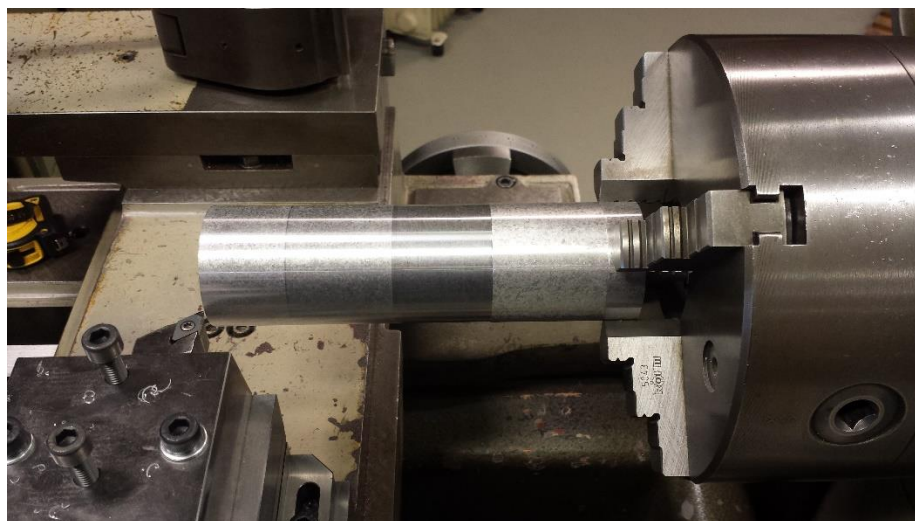


Figura 64 - Setup para ensaio de torneamento cilíndrico exterior

Para cada passagem da ferramenta de corte sobre o provete a maquinar, foram registradas as componentes das forças de maquinagem, F_c , F_p e F_a , representadas na Figura 29, para os diferentes parâmetros de corte estabelecidos.

Foram utilizados três varões pré-maquinados de fundição distintos, nomeadamente os varões 3, 9 e 10, com as dimensões indicadas no Anexo E, para a realização destes ensaios. Foram realizadas três repetições para cada ensaio, uma em cada provete de fundição.

O planeamento dos ensaios de torneamento, para cada repetição, está representado na Tabela 15.

Tabela 15 - Parâmetros de corte usados nos ensaios de torneamento

Nº da Exp.	Frequência de rotação (rpm)	a_p (mm)	Velocidade de corte (m/min)	f (mm/rev)
1	2500	0,25	429,61	0,25
2				0,14
3				0,05
4		0,5	425,69	0,25
5				0,14
6				0,05
7		1,5	417,83	0,25
8				0,14
9				0,05
10	1800	0,25	283,87	0,25
11				0,14
12				0,05
13		0,5	281,05	0,25
14				0,14
15				0,05
16		1,5	275,39	0,25
17				0,14
18				0,05
19	1250	0,25	179,46	0,25
20				0,14
21				0,05
22		0,5	177,50	0,25
23				0,14
24				0,05
25		1,5	173,57	0,25
26				0,14
27				0,05
28	900	0,25	116,49	0,25
29				0,14
30				0,05
31		0,5	115,08	0,25
32				0,14
33				0,05
34		1,5	112,25	0,25
35				0,14
36				0,05

Tal como os ensaios de corte ortogonal, estes ensaios foram realizados a seco, isto é, sem aplicação de fluido de corte e com o ângulo de inclinação da aresta de corte de 0° e ângulo de posição de 90° , como se verifica na Figura 51

A determinação das componentes das forças de maquinagem requer a utilização de plataformas dinamométricas, e de equipamento de amplificação de sinal e sistema de aquisição de dados. Para a medição das forças de maquinagem foi utilizada uma plataforma dinamométrica piezoelétrica *KISTLER 9257B*, representada na Figura 52. De forma a converter os sinais de carga elétrica (pC) provenientes do dinamómetro piezoelétrico em sinais proporcionais de tensão (V) foi utilizado um amplificador de carga *KISTLER 5070A 10100*, ver Figura 53. Foi utilizado um sistema de aquisição de dados *HBM Spider8*, em conjunto com *software Catman*, representados na Figura 54, que permitiu a aquisição de dados provenientes do sistema de amplificação através da utilização de um computador, facilitando o tratamento de dados das três componentes das forças de corte em função do tempo de maquinagem.

Além da medição das forças de maquinagem, foi também caracterizado o acabamento superficial (rugosimetria). Para tal, após cada ensaio de torneamento foi utilizado um rugosímetro portátil *Hommel Tester T500*, como se observa na Figura 65. Este equipamento tem resolução máxima de $0,01\mu\text{m}$ e três cursos/comprimentos de medição.

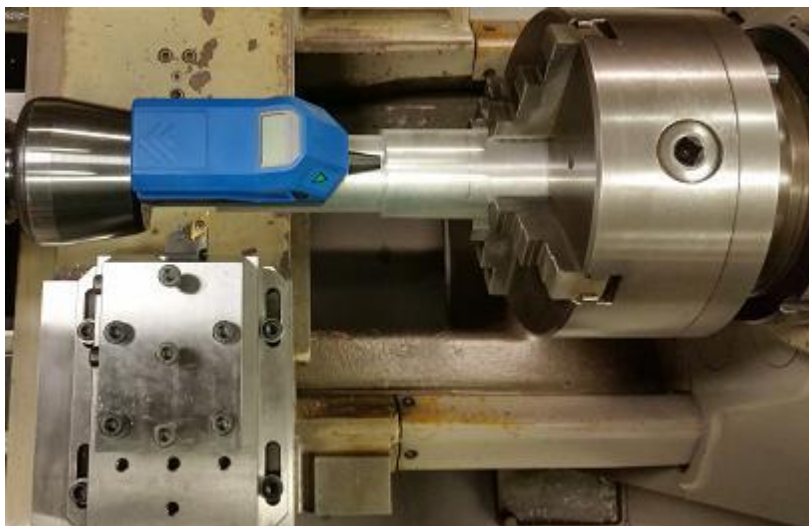


Figura 65 - Rugosímetro portátil *Hommel Tester T500* [8]

Foram medidos três critérios de estado de superfície, a rugosidade média (R_a), a altura do perfil (R_z) e a rugosidade máxima (R_{max}). Estas medições foram efetuadas perpendicularmente às estrias de maquinagem (direção longitudinal do varão).

Foram medidas as rugosidades em três posições diferentes da superfície maquinada, espaçadas em aproximadamente 120° e calculado o seu valor médio. Os parâmetros de palpação utilizados foram:

- Comprimento de avaliação (L_t) de 4,8mm;
- Comprimento de base (L_c) de 0,8mm.

6 Análise e Discussão dos Resultados Obtidos

6.1 Ensaios Mecânicos de Compressão

O ensaio de compressão teve como objetivo obter as curvas da tensão de escoamento do material às temperaturas ambiente, 100 °C e 200 °C, de forma a possibilitar obter os parâmetros elastoplásticos e térmicos do modelo constitutivo.

Foi realizado um conjunto de nove ensaios para uma velocidade do punção de 0,01 mm/s correspondentes às três temperaturas estudadas e três repetições para cada temperatura.

Para cada ensaio foi registada a evolução da força aplicada em função do deslocamento do prato superior da máquina de ensaios, e os resultados estão representados na Figura 66.

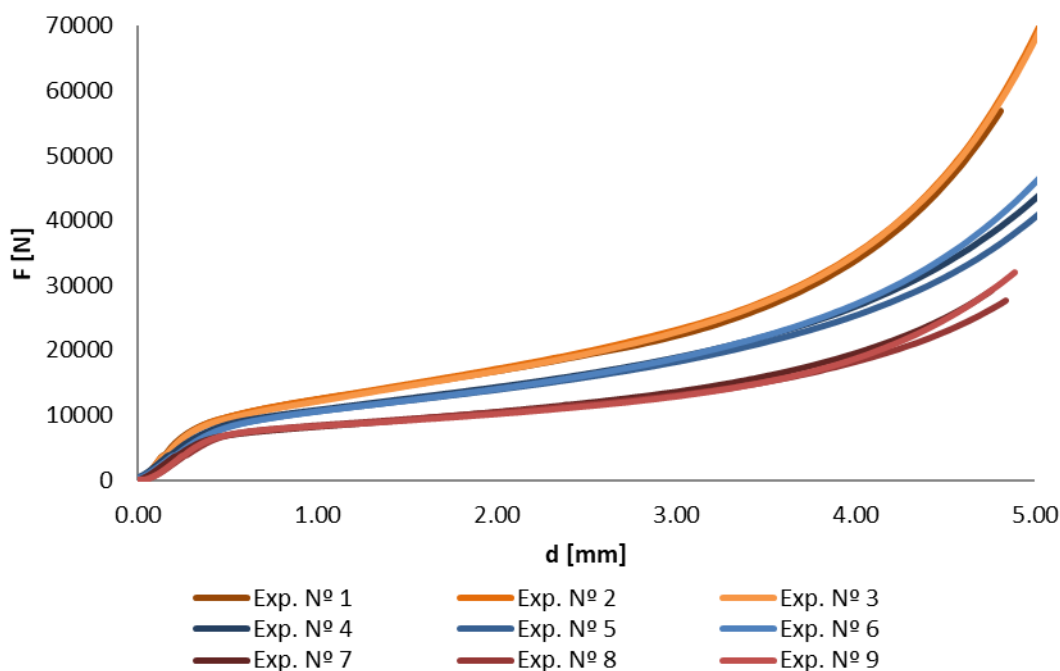


Figura 66 – Curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de compressão

É possível observar que ocorreu uma grande repetibilidade nos ensaios, sendo que as curvas para cada temperatura se encontram praticamente sobrepostas, principalmente na zona que constitui o alvo de interesse deste ensaio, ou seja enquanto os efeitos de atrito não conduzem à aceleração da resistência do material e fissuração do mesmo. É possível observar as duas regiões características deste tipo de ensaios, nomeadamente as regiões elástica e plástica. As curvas começam a variar entre si na região correspondente à zona final do ensaio onde começam a ocorrer fenómenos de dano do material aos quais correspondem padrões de fissuração não uniformes motivados por efeitos de atrito variáveis ou outros fatores externos.

A partir destes gráficos foi calculado, para cada ensaio, a correspondente tensão real e extensão real. À deformação real foi ainda retirada a extensão elástica de forma a resultar as curvas tensão-extensões plásticas verdadeiras do material.

As curvas tensão real-extensão plástica real para cada ensaio estão representadas na Figura 67. Limitou-se a deformação plástica a 0,4 uma vez que o intervalo apresentado é suficiente para representar as condições encontradas no processo de maquinagem e eliminar fenómenos parasitas que se acentuam para grandes deformações (ex: efeitos de bordo mais acentuados).

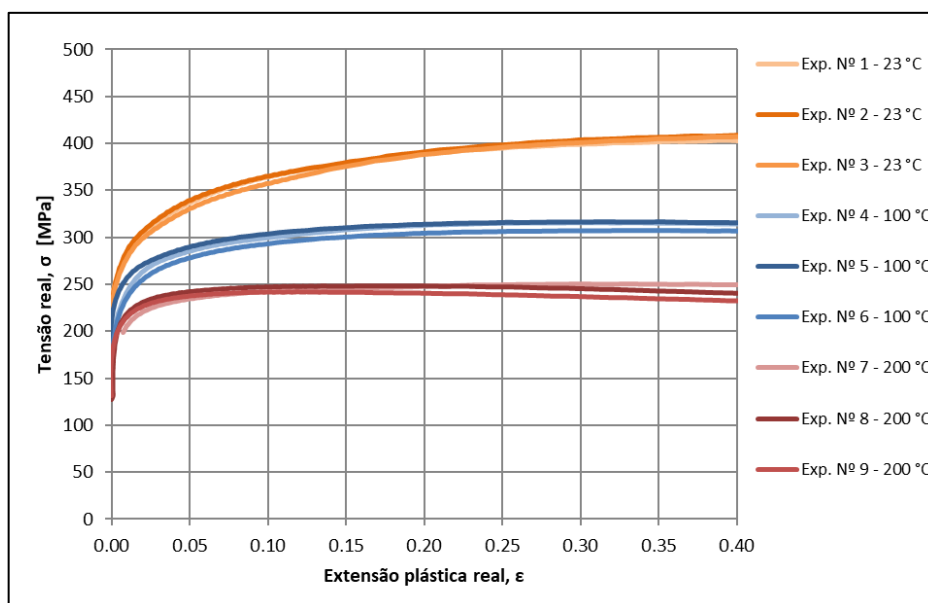


Figura 67 - Curvas tensão-extensão reais para várias temperaturas resultantes dos ensaios de compressão.

Pela análise da Figura 67 é possível observar um claro efeito da temperatura na curva de deslocamento, sendo que com o aumento da temperatura do ensaio dá-se um amaciamento do material significativo. Conclui-se que a resistência do material diminui com o aumento da temperatura, como seria de esperar, existindo um menor encruamento do material quando sujeito a temperaturas mais elevadas.

6.2 Ensaios Tecnológicos de Corte Ortogonal

O ensaio de corte ortogonal, através da monitorização das forças associadas ao processo de corte, permite a validação e calibração de modelos de simulação numérica e pode ser uma alternativa aos ensaios mecânicos sob elevadas taxas de deformação.

Foi avaliada a influência dos parâmetros de corte, nomeadamente o avanço e a velocidade de corte nas forças associadas ao corte ortogonal, já referidas anteriormente, e obtido o coeficiente de atrito para cada ensaio. Foi também realizado um conjunto de 6 ensaios, para os diferentes parâmetros de corte, como se pode verificar na Tabela 11, e para cada ensaio foram obtidos os gráficos da evolução das forças de corte, de avanço e de penetramento, ao longo do tempo de ensaio. O aspeto dos gráficos obtidos para cada ensaio pode ser observado na Figura 68.

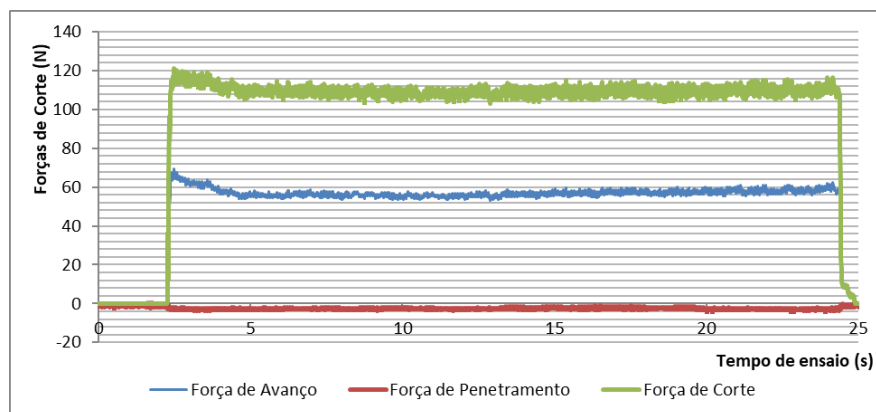


Figura 68 - Exemplo dos resultados obtidos para as componentes das forças no ensaio de corte ortogonal ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.05\text{mm/rev}$)

É possível identificar uma zona inicial e uma zona final onde o valor das forças é nulo, correspondente, respetivamente, aos momentos antes e depois do processo de remoção de material. Nestes momentos a ferramenta de corte não se encontra em contacto com a peça a maquinar e, portanto, a célula de carga não está sujeita a qualquer esforço.

Durante o período em que se dá a remoção de material os esforços a que a célula de carga está sujeita podem ser observados na zona não nula do gráfico. Apenas esta zona tem interesse para o cálculo dos esforços de maquinagem. É necessário, portanto, isolar estas zonas, removendo as zonas nulas do gráfico. Para cada ensaio foi obtido um gráfico semelhante ao representado na Figura 69, onde se observa a evolução das forças de maquinagem ao longo do tempo de contacto entre a peça e a ferramenta no ensaio.

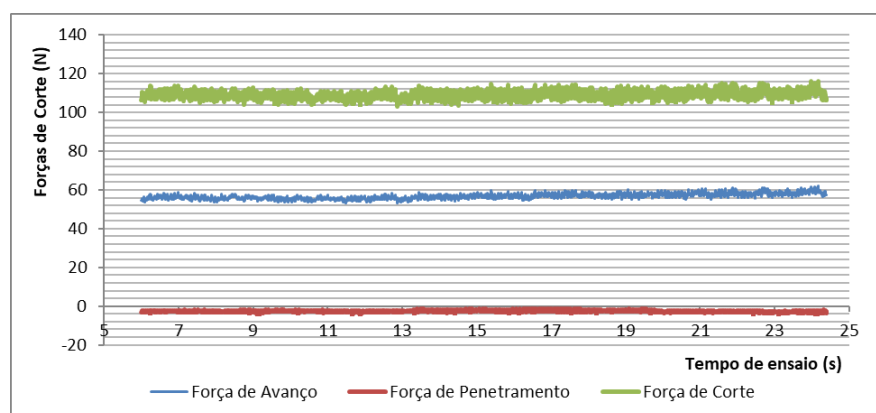


Figura 69 - Gama de valores representativos dos esforços de maquinagem no ensaio de corte ortogonal ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.05\text{mm/rev}$)

Para cada ensaio foram calculados os valores médios para as forças de corte, de penetramento e de avanço contidos no intervalo de valores selecionado, bem como o seu desvio padrão.

Pela análise da Figura 69, que é representativa de todos os ensaios realizados, verifica-se que a força de penetramento (F_p) em ensaios de corte ortogonal é praticamente nula, quando comparada com as forças de corte e de avanço, o que confirma o sucesso do ensaio de corte ortogonal, pois para uma situação ideal esta componente dos esforços de corte seria nula. Uma vez que apenas a força de corte e a força de avanço têm influência no cálculo do coeficiente de atrito, só estas foram alvo da análise. Pela análise da Figura 69 verifica-se também que a força de corte (F_c) é muito superior à força de avanço (F_a), sendo a principal componente das forças associadas ao corte ortogonal.

Na Figura 70 podemos observar a influência dos parâmetros de corte, nomeadamente do avanço e da velocidade de corte, nos esforços da operação de corte ortogonal.

A velocidade de corte (v_c) é calculada de acordo com a fórmula:

$$v_c = \frac{\pi \times d \times n}{1000} \quad (49)$$

onde d é o diâmetro médio do provete tubular, e n a frequência de rotação. Foram realizados ensaios para 2 frequências de rotação diferentes como se referiu na Tabela 11.

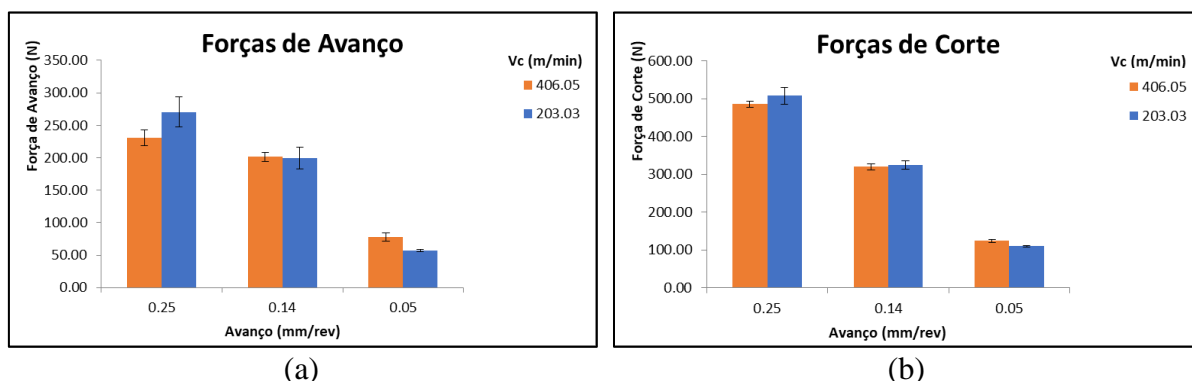


Figura 70 – Componentes das forças de maquinagem em função dos parâmetros de corte no ensaio de corte ortogonal: (a) forças de avanço; (b) forças de corte

Verifica-se um comportamento semelhante das forças de avanço e de corte em função dos parâmetros de corte, à exceção da sua ordem de grandeza. Pode-se concluir que o avanço é mais influente nas forças de corte ortogonal do que a velocidade de corte. A velocidade de corte não apresenta grande influência nos esforços de corte. Como seria de esperar, com o aumento do avanço verifica-se um aumento das forças de corte, que ocorre de forma proporcional. Um aumento de cinco vezes no valor do avanço, de 0,05 para 0,25mm/rev, leva a um aumento de aproximadamente cinco vezes nas forças em análise. Por exemplo, a força de corte para ambas as velocidades de corte aumenta de cerca de 100 N para aproximadamente 500 N.

Analisando a dispersão dos resultados, que dizem respeito à variação dos valores das cargas ao longo dos ensaios, verifica-se que essa variação foi reduzida para todos os ensaios, podendo concluir-se que os valores médios podem representar corretamente os esforços envolvidos neste processo.

Na Figura 71 está representado o coeficiente de atrito no ensaio de corte ortogonal para os diferentes parâmetros de corte utilizados. Como foi referido anteriormente, o coeficiente de atrito é calculado pela equação (14) onde $F = F_a$ e $N = F_c$.

Para este material o coeficiente de atrito calculado variou entre 0,47 e 0,63, não se verificando uma tendência clara da sua variação em função dos parâmetros de corte.

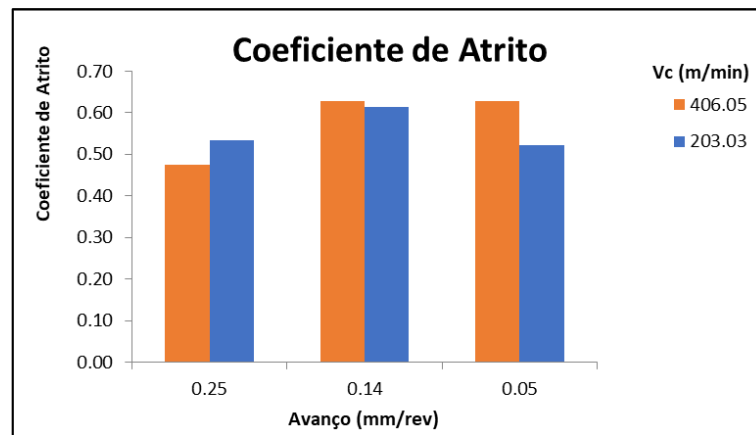


Figura 71 – Coeficiente de atrito no ensaio de corte ortogonal.

6.3 Ensaios Tecnológicos de Arrombamento

O ensaio de arrombamento teve como objetivo avaliar o comportamento do material ao corte e servir como ferramenta de validação de simulações numéricas, em particular para possibilitar a avaliação de modelos de dano. Foi realizado um conjunto de 30 ensaios, onde se testaram três velocidades do punção (dentro das capacidades da máquina servo-hidráulica) e duas espessuras do material, com cinco repetições para cada conjunto de parâmetros, como se pode verificar na Tabela 12. Para cada ensaio foi registada a evolução da força aplicada em função do deslocamento do punção. Os gráficos força-deslocamento obtidos para as três velocidades e para espessura do provete de 3 e 5 mm estão representados nas Figura 72 e Figura 73, respetivamente.

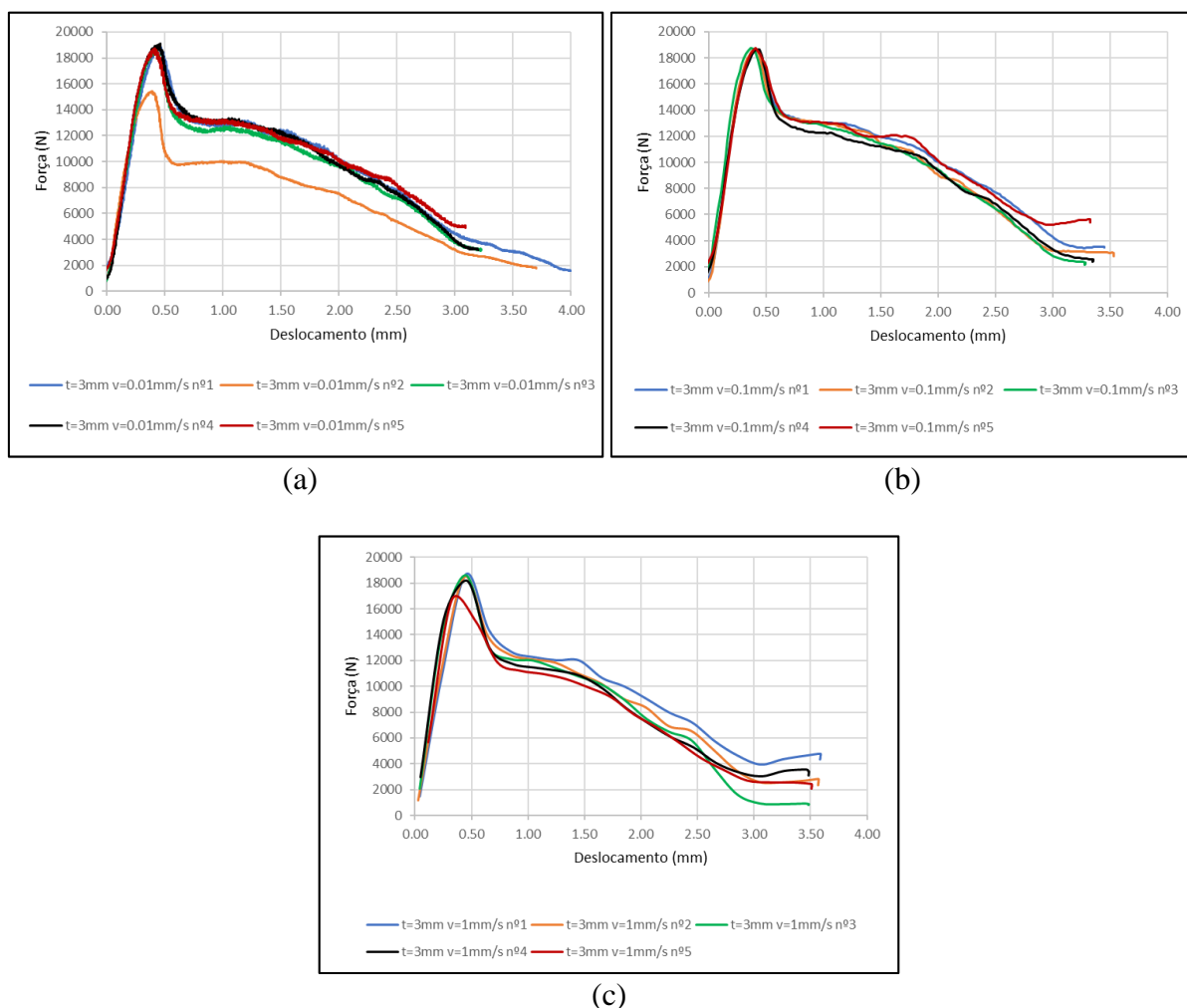


Figura 72 – Curvas força-deslocamento do ensaio de arrombamento para provetes com 3 mm de espessura:

(a) $v = 0,01 \text{ mm/s}$; (b) $v = 0,1 \text{ mm/s}$; (c) $v = 1 \text{ mm/s}$

Para a espessura do provete de 3 mm e velocidade do punção 0,01 mm/s verifica-se uma curva incoerente com as restantes. Isto deveu-se a um mau posicionamento do provete na matriz inferior da ferramenta.

Todas as curvas obtidas são coerentes com o esperado, apresentando inicialmente uma região elástica, seguida de uma região plástica com encruamento. De seguida apresentam uma região plástica onde a força decresce com posterior patamar devido a efeitos de atrito.

É também possível observar grande repetibilidade nos ensaios em que se usaram os mesmos parâmetros.

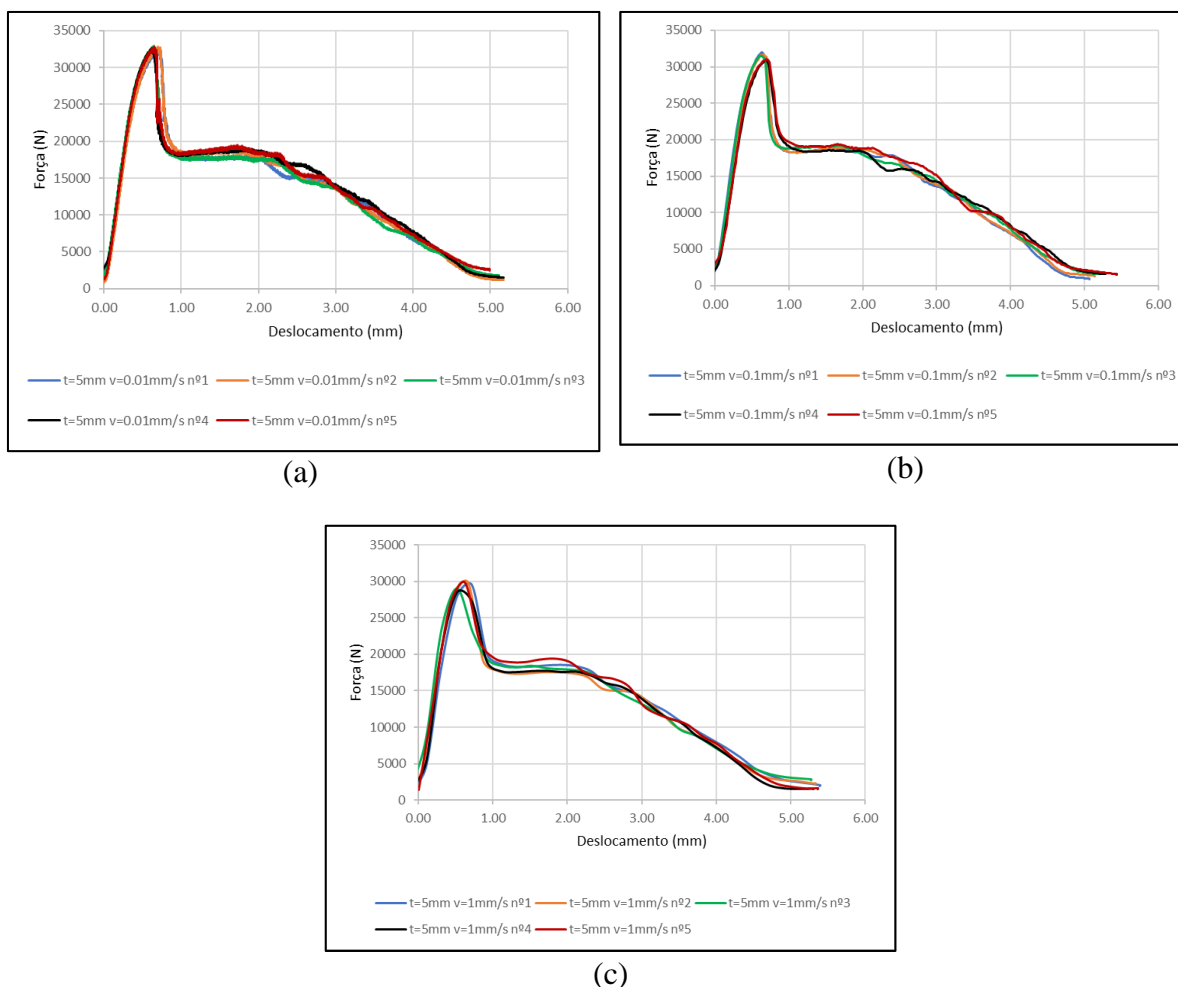


Figura 73 - Curvas força-deslocamento do ensaio de arrombamento para provetes com 5 mm de espessura:

(a) $v = 0,01 \text{ mm/s}$; (b) $v = 0,1 \text{ mm/s}$; (c) $v = 1 \text{ mm/s}$

Na Figura 74 é possível observar as curvas força-deslocamento para todos os ensaios realizados estando agrupadas e representadas com a mesma cor os ensaios em que se usaram os mesmos parâmetros.

Uma vez que se trata de uma gama de velocidades que no contexto da maquinagem podem ser consideradas na gama quase-estática, verifica-se que a velocidade do punção não tem influência assinalável nos resultados obtidos, uma vez que para a mesma espessura do provete os gráficos força-deslocamento se encontram sobrepostos. O aumento da espessura do provete de 3 mm para 5 mm leva a um aumento da força aplicada pelo punção, de aproximadamente 18 kN para 33kN, respetivamente.

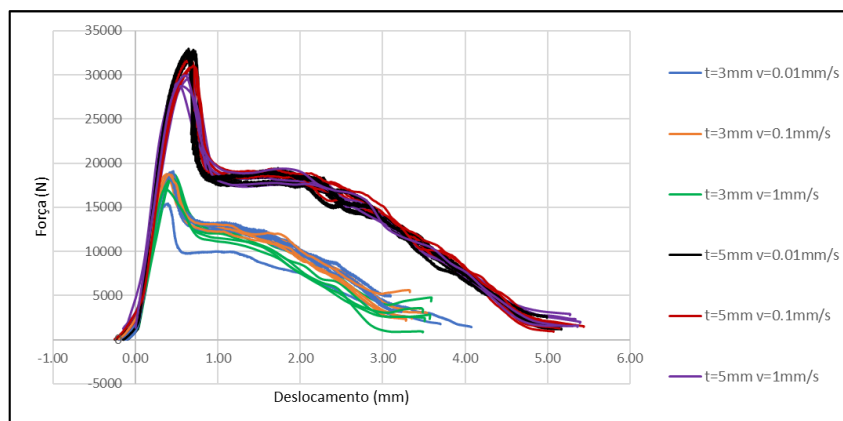


Figura 74 – Comparativo das curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de arrombamento

Foi realizada também uma análise à geometria final das peças obtidas após o ensaio de arrombamento. Nas Figura 75 e Figura 76 é possível observar as imagens das superfícies exteriores das peças obtidas por microscopia eletrônica de varrimento (SEM) com uma ampliação de 40x, para provetes com 3 e 5 mm de espessura, respectivamente.

É possível observar as zonas de *roll over*, de corte limpo e de fratura, como representado na Figura 18.

Na Figura 75 a zona de *roll over* corresponde à aresta do lado esquerdo, que se verifica arredondada. De seguida, à direita da zona de rolamento observa-se uma pequena zona de corte limpo à qual se segue uma zona de fratura do material. Após esta zona, volta a verificar-se uma nova zona híbrida que possui corte limpo e fratura.

Da mesma forma, para os provetes de 5 mm de espessura, na Figura 76, a zona de *roll over* corresponde à aresta do lado direito, que se verifica arredondada. De seguida, à esquerda desta zona observa-se uma pequena zona de corte limpo à qual se segue uma zona de fratura do material. Após esta zona, volta a verificar-se uma nova zona híbrida que possui corte limpo e fratura.

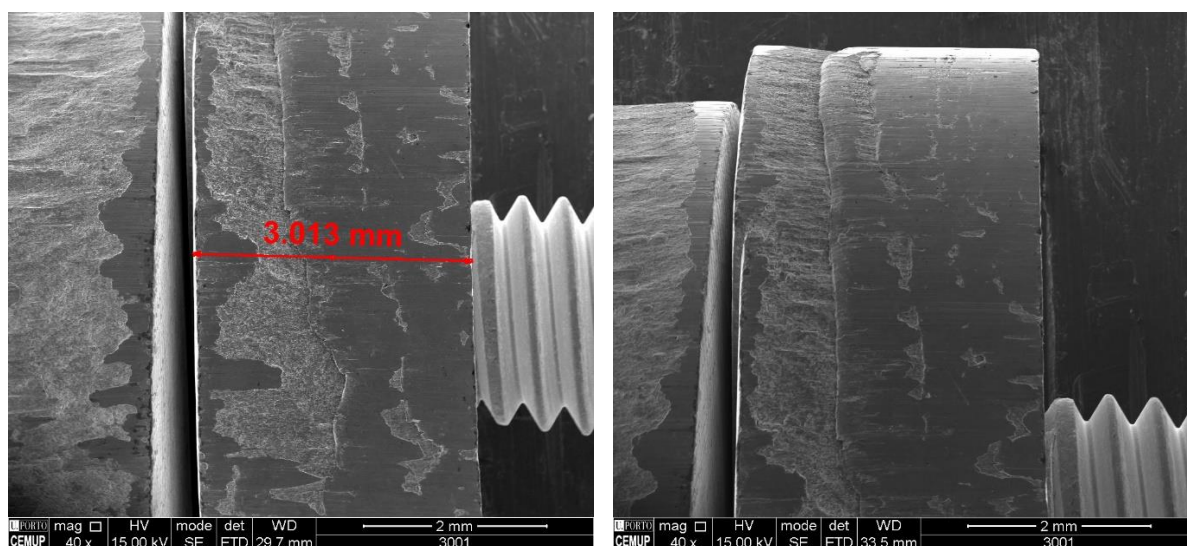


Figura 75 – Superfícies de fratura obtidas por SEM das peças de 3 mm de espessura obtidas no ensaio de arrombamento (ampliação de 40x)

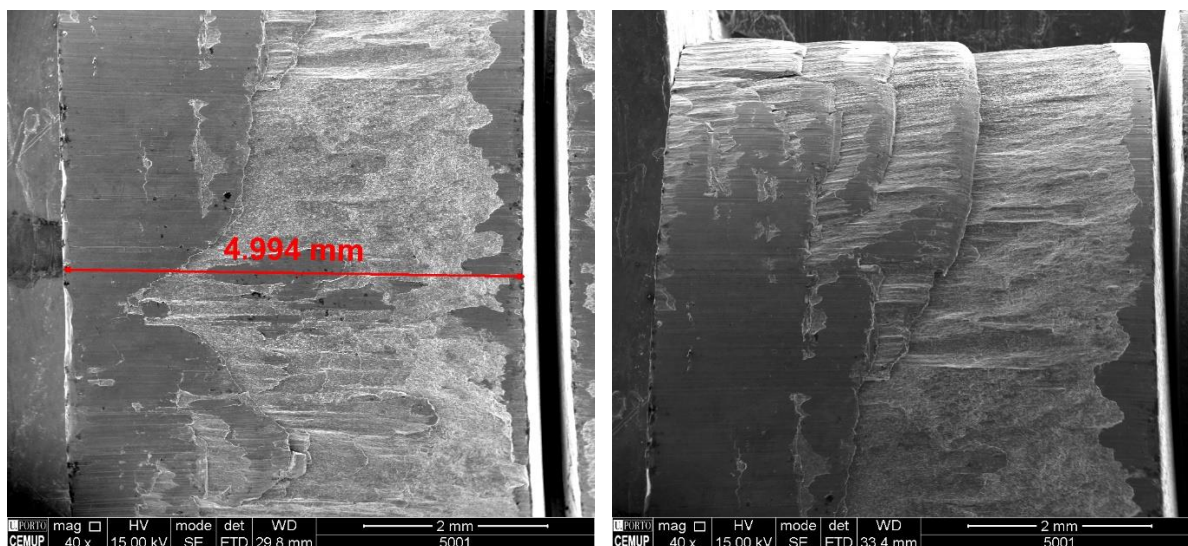


Figura 76 - Superfícies de fratura obtidas por SEM das peças de 5 mm de espessura obtidas no ensaio de arrombamento (ampliação de 40x)

6.4 Ensaios Tecnológicos de Fratura

O ensaio de fratura teve como objetivo avaliar a resistência do material à fratura para diferentes tamanhos de ligamento. Estes ensaios fornecem informação de forma a permitir validar simulações numéricas e calibrar modelos constitutivos. Uma vez que foram utilizados provetes provenientes de dois vazamentos distintos foi também avaliada a influência de variações da composição química entre vazamentos na resistência do material.

Foram realizados 12 ensaios correspondentes a três ligamentos diferentes, dois vazamentos e duas repetições para cada combinação de parâmetros, como foi representado na Tabela 13. Foi registada, para cada ensaio, a evolução da força aplicada pelo punção em função do seu deslocamento. As curvas força-deslocamento obtidas para cada ensaio estão representadas na Figura 77. É possível mais uma vez verificar que houve boa repetibilidade nos ensaios com os mesmos parâmetros uma vez que as curvas são semelhantes entre si, e em muitos casos sobrepostas. Verifica-se, como seria de esperar, que um aumento do tamanho do ligamento leva a um aumento da força aplicada.

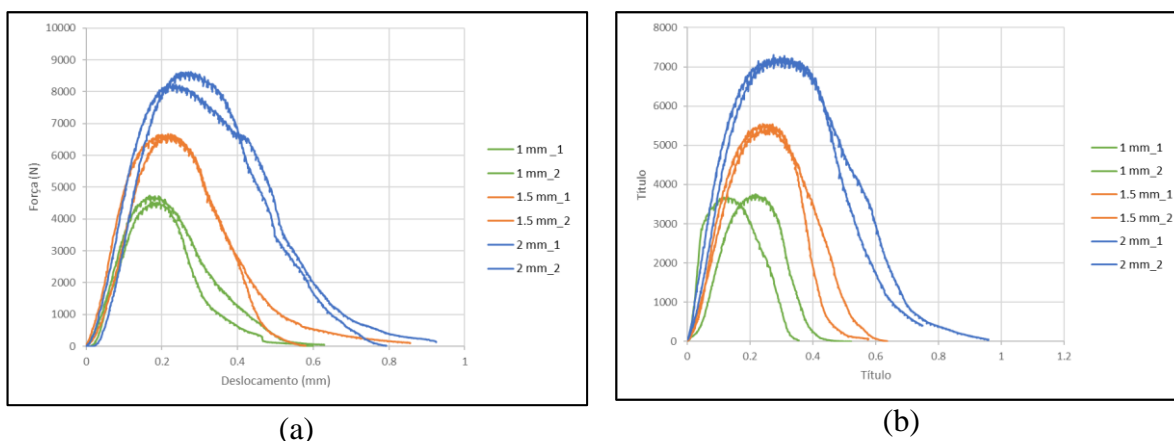


Figura 77 – Curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de fratura para as várias espessuras de ligamento e velocidade do punção de 0,01 mm/s: (a) vazamento n° 18; (b) vazamento n° 30

Na Figura 78 está representado o efeito da utilização de vazamentos diferentes nos resultados obtidos. Nas curvas a traço contínuo está representada a força em função do deslocamento para o cilindro vazado n° 30, enquanto as curvas a traço interrompido representam o cilindro vazado n° 18.

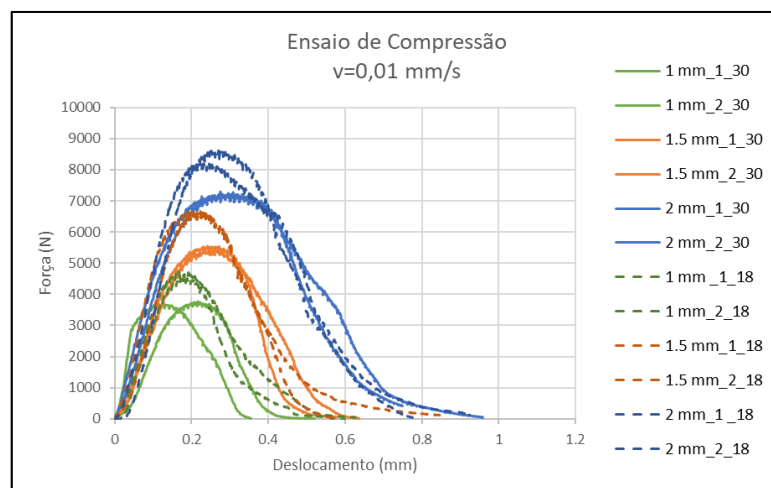


Figura 78 – Comparativo das curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de fratura para diferentes vazamentos.

Verificou-se que o vazamento nº 18 apresenta resistência superior ao vazamento nº 30, com diferenças na ordem dos 1000 N. Por este motivo, foi realizada uma análise química a cada um dos vazamentos. Os resultados obtidos estão representados na Tabela 16 e na Tabela 17.

Tabela 16 – Composição química do vazamento nº 18

Composição química (% em massa)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
8,40	0,155	3,01	0,005	0,234	0,002	0,00074	0,131	0,0053	0,0048	0,0668

Tabela 17 – Composição química do vazamento nº 30

Composição química (% em massa)										
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
8,49	0,158	2,74	0,0056	0,0017	0,0018	0,001	0,129	0,0035	0,0029	0,0650

As diferenças de resultados poderão ser justificadas pelas diferenças na quantidade de magnésio nos dois vazamentos. O vazamento nº 30 apresenta valores de magnésio fora dos limites estipulados para esta liga, sendo muito inferiores aos encontrados no vazamento nº 18. O baixo valor do magnésio pode justificar a redução da resistência, logo a utilização dos resultados deste ensaio deve ser usada com precaução pois poderão não ser representativos da liga AlSi9Cu3.

Foi calculada a resistência do material à fratura, utilizando o procedimento proposto por Silva et al. [16], explicado na seção 5.2.4. Os resultados obtidos estão representados na Figura 79. Verifica-se que a energia por unidade de área necessária para a iniciação de propagação de fenda aumenta com o aumento do tamanho do ligamento, resultando numa maior resistência à fratura para os provetes com maior ligamento. Intersectando a função linear que contém a energia por unidade de área para todos os ligamentos, com o eixo w foi obtida a resistência do material à fratura, sendo o seu valor de $17,56 \times 10^{-3} \text{ J/mm}^2$.

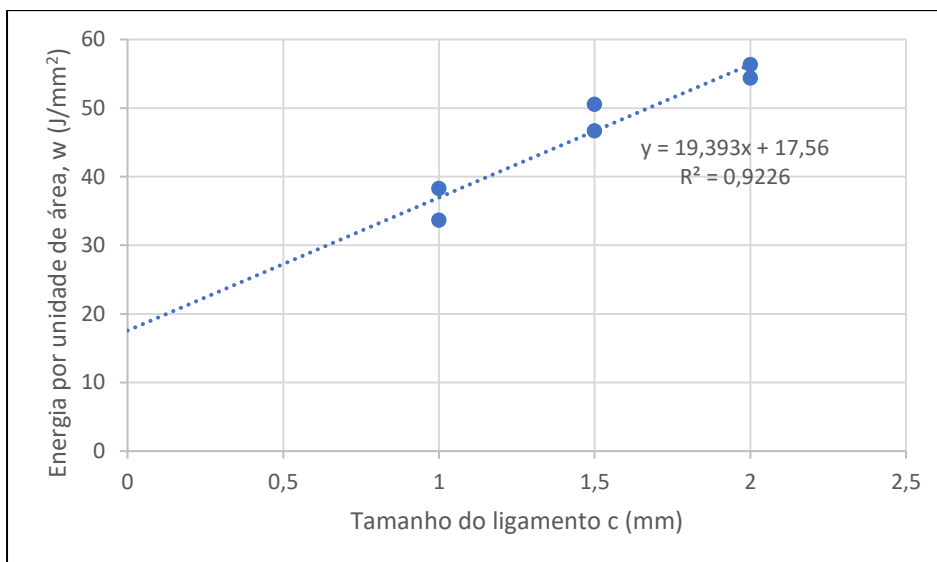


Figura 79 – Obtenção da resistência à fratura da liga AlSi9Cu3

Como referido anteriormente, os ensaios de fratura foram realizados recorrendo a CDI. Inicialmente foram sincronizados os relógios de ambos os sistemas de aquisição de dados e foram iniciados simultaneamente o avanço do punção e a aquisição de imagens. Desta forma tornou-se possível relacionar de forma precisa as imagens obtidas com o respetivo ponto do ensaio. Na Figura 80, é possível observar a evolução da força do punção em função do seu deslocamento no ensaio com ligamento de 1mm. A preto observam-se os pontos correspondentes aos dados da máquina de ensaios e a vermelho os pontos para os quais foram captadas imagens. Os pontos a azul correspondem aos momentos selecionados para análise via CDI. É possível observar uma sobreposição das curvas correspondentes à aquisição de dados da máquina de ensaios e à aquisição de imagens, o que permite relacionar corretamente os dados da CDI com as curvas força-deslocamento, nos pontos desejados.

Foram selecionados, para cada ensaio, seis pontos de análise, um na zona ascendente da curva, três na zona mais próxima da força máxima, um na zona descendente e um na zona final do ensaio, quando já se visualiza claramente a ocorrência de fratura a nível macroscópico. Para cada um desses pontos foi obtida uma imagem do campo de deslocamentos vertical, uma imagem do campo de extensões de corte e uma fotografia sem tratamento da zona do ligamento. Desde a Figura 80 até à Figura 86 estão representados os resultados para o ensaio de fratura com ligamento de 1mm. Verifica-se, como seria de esperar, um aumento dos valores dos campos de deformação e dos campos de distorção com o decorrer do ensaio. Para deformações elevadas, a CDI deixa de conseguir acompanhar o padrão texturizado resultando na perda de pixéis nas imagens, tornando difícil a identificação precisa do momento de iniciação de fenda no material. É possível verificar que a direção de propagação da fenda não é paralela ao movimento do punção.

Entre a Figura 87 a Figura 93 podem ser observados os resultados para o ensaio de fratura com ligamento de 1,5mm. Verifica-se novamente, como seria de esperar, um aumento dos valores dos campos de deformação e dos campos de distorção com o decorrer do ensaio. Tal como anteriormente, não se verifica um caminho linear de propagação da fenda, nem paralelo à direção do deslocamento.

Desde a Figura 94 até à Figura 100 estão representados os resultados para o ensaio de fratura com ligamento de 2mm. Mais uma vez se verifica um aumento dos valores dos campos de deformação e dos campos de distorção com o decorrer do ensaio. O caminho de propagação da fenda é semelhante ao observado para os restantes ligamentos.

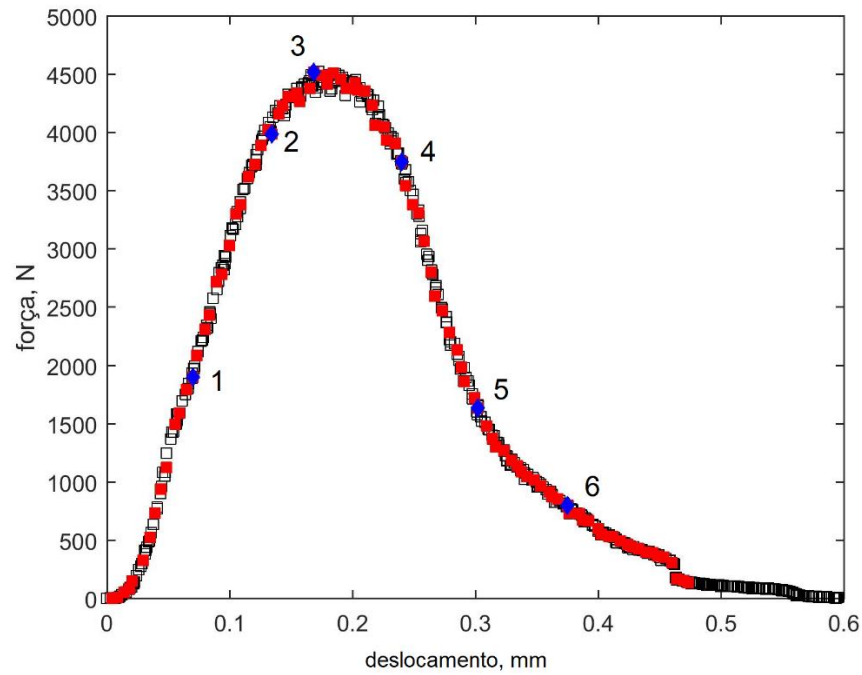


Figura 80 - Pontos sujeitos a análise por CDI para ligamento de 1mm

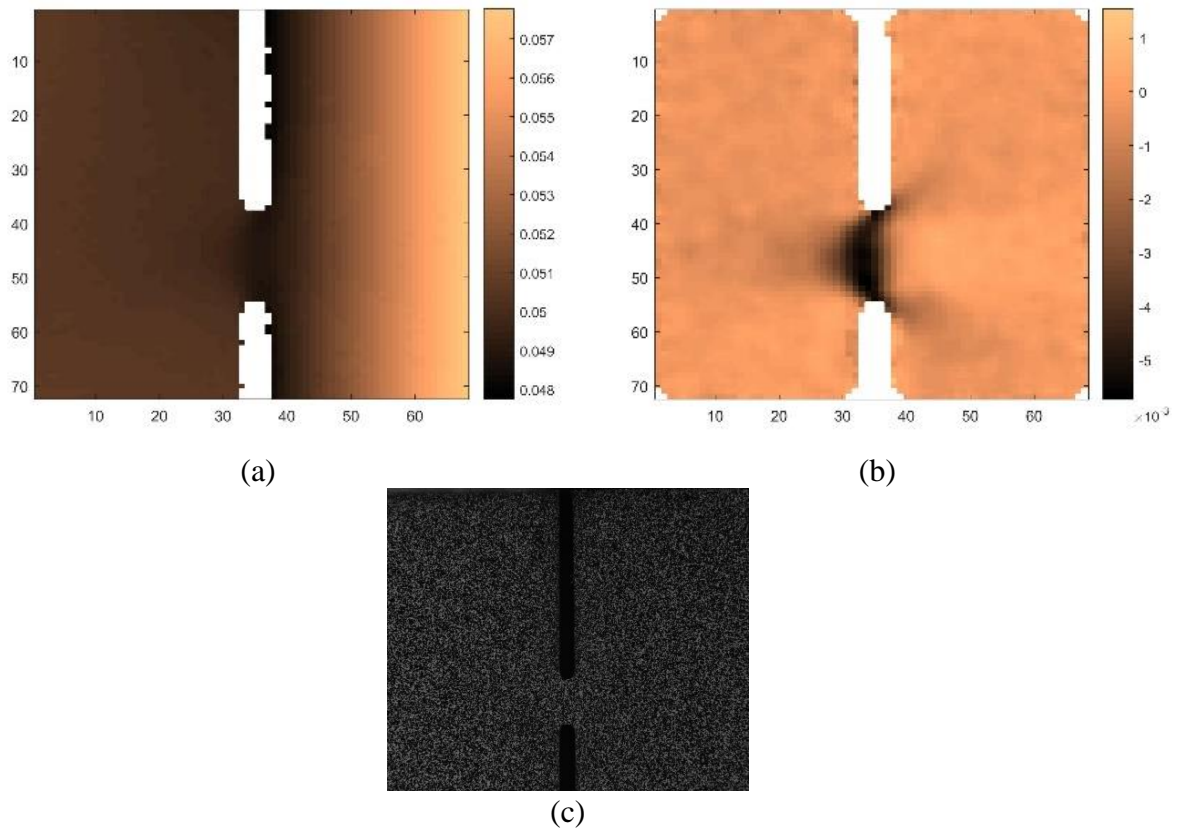


Figura 81 – CDI para ligamento 1mm no ponto 1: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

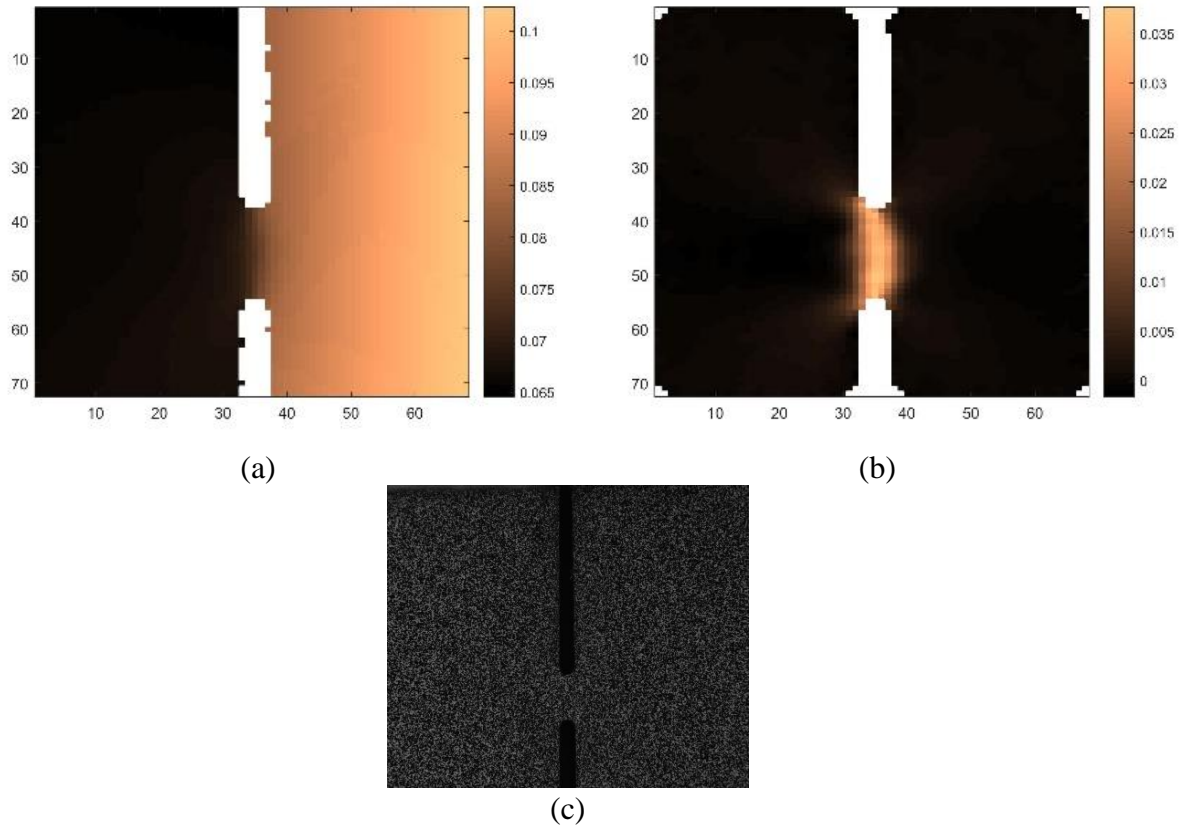


Figura 82 - CDI para ligamento 1mm no ponto 2: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

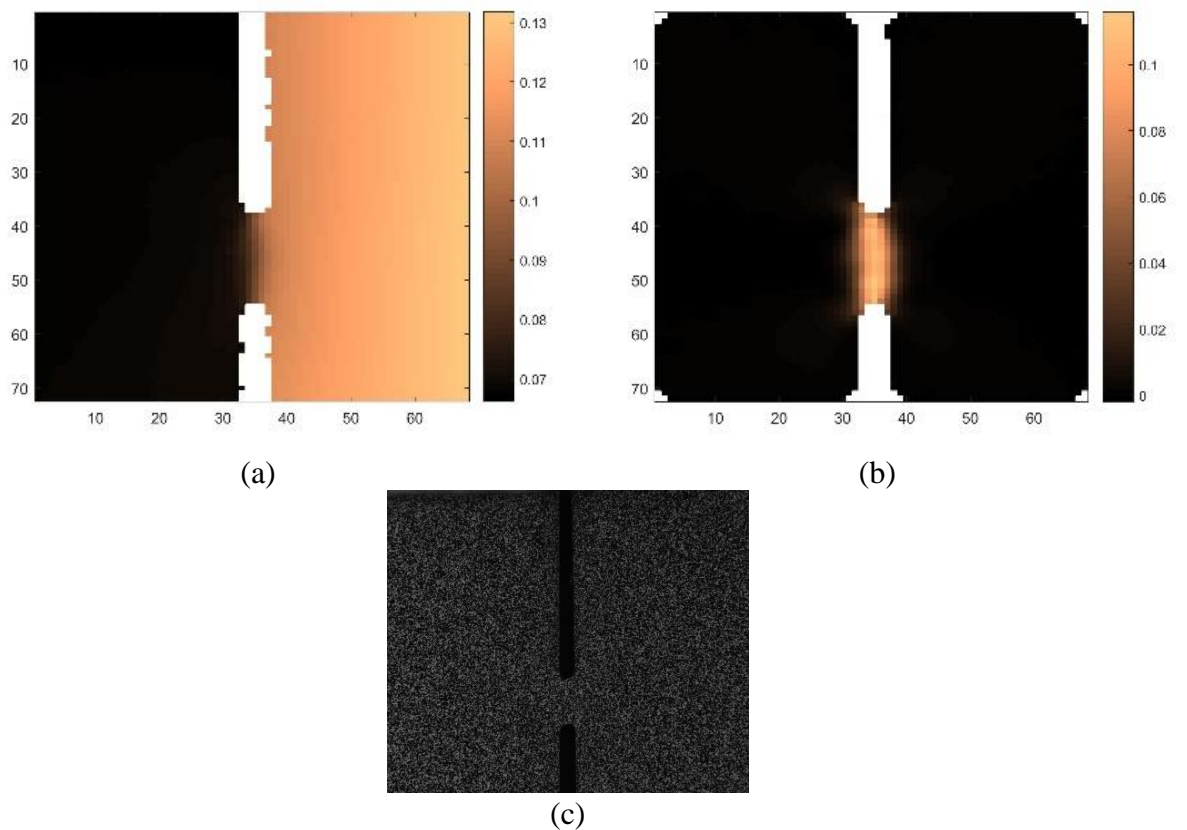


Figura 83 - CDI para ligamento 1mm no ponto 3: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

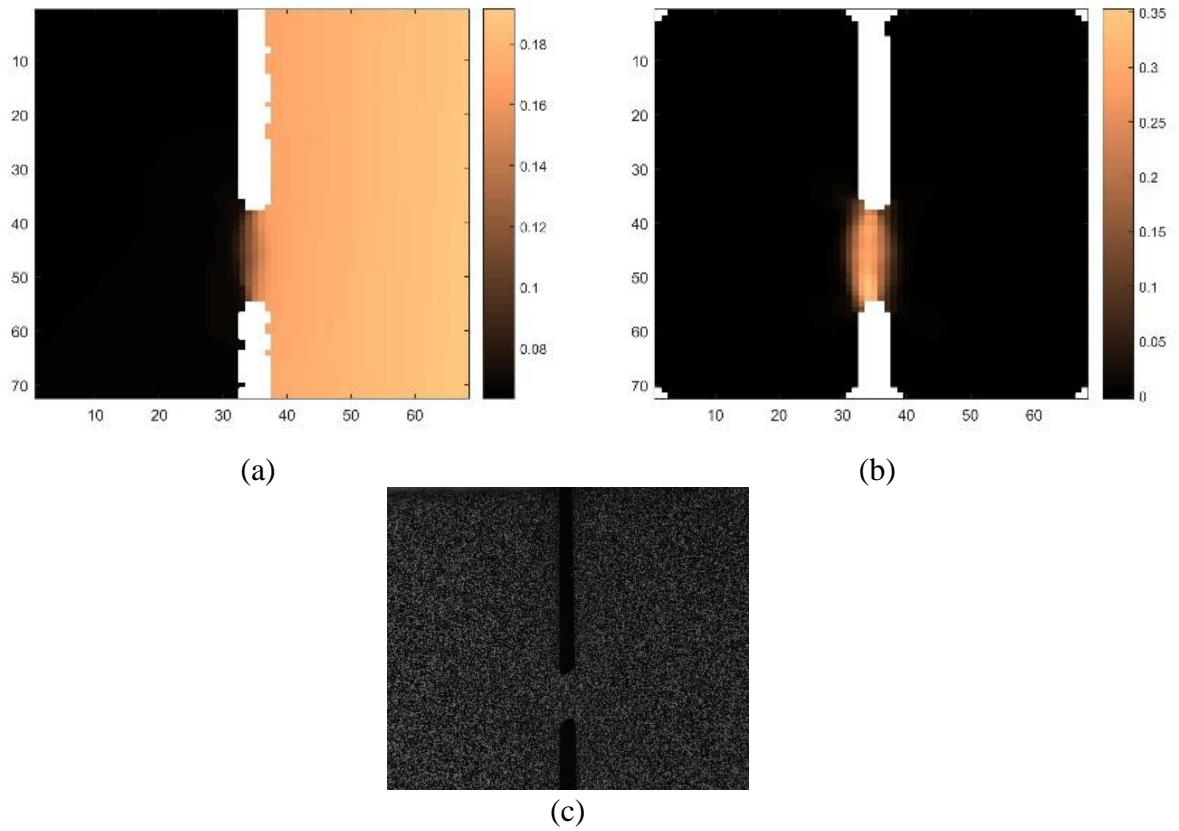


Figura 84 - CDI para ligamento 1mm no ponto 4: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

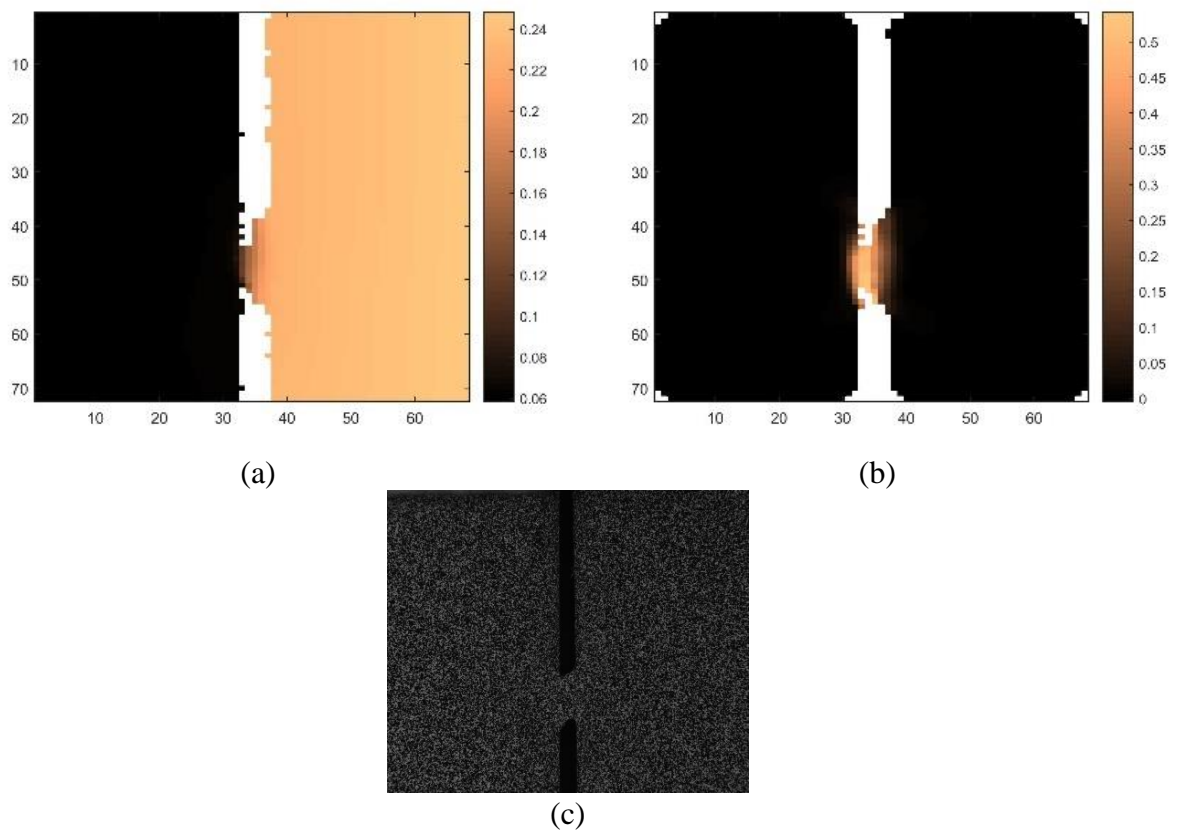


Figura 85 - CDI para ligamento 1mm no ponto 5: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

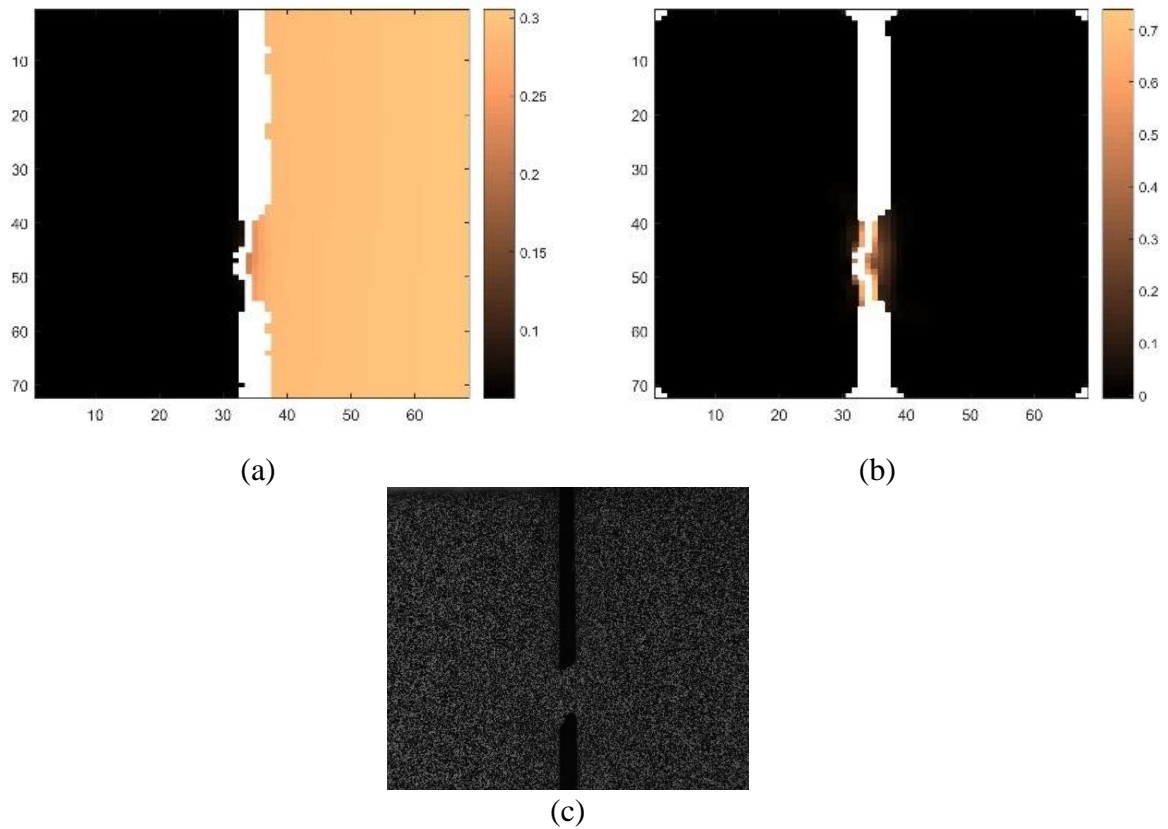


Figura 86 - CDI para ligamento 1mm no ponto 6: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

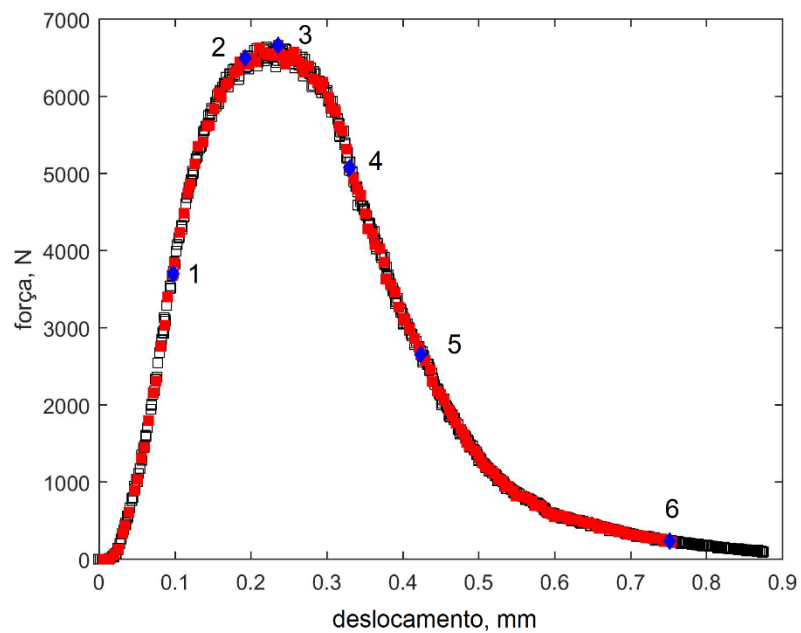


Figura 87 - Pontos sujeitos a análise por CDI para ligamento de 1,5mm

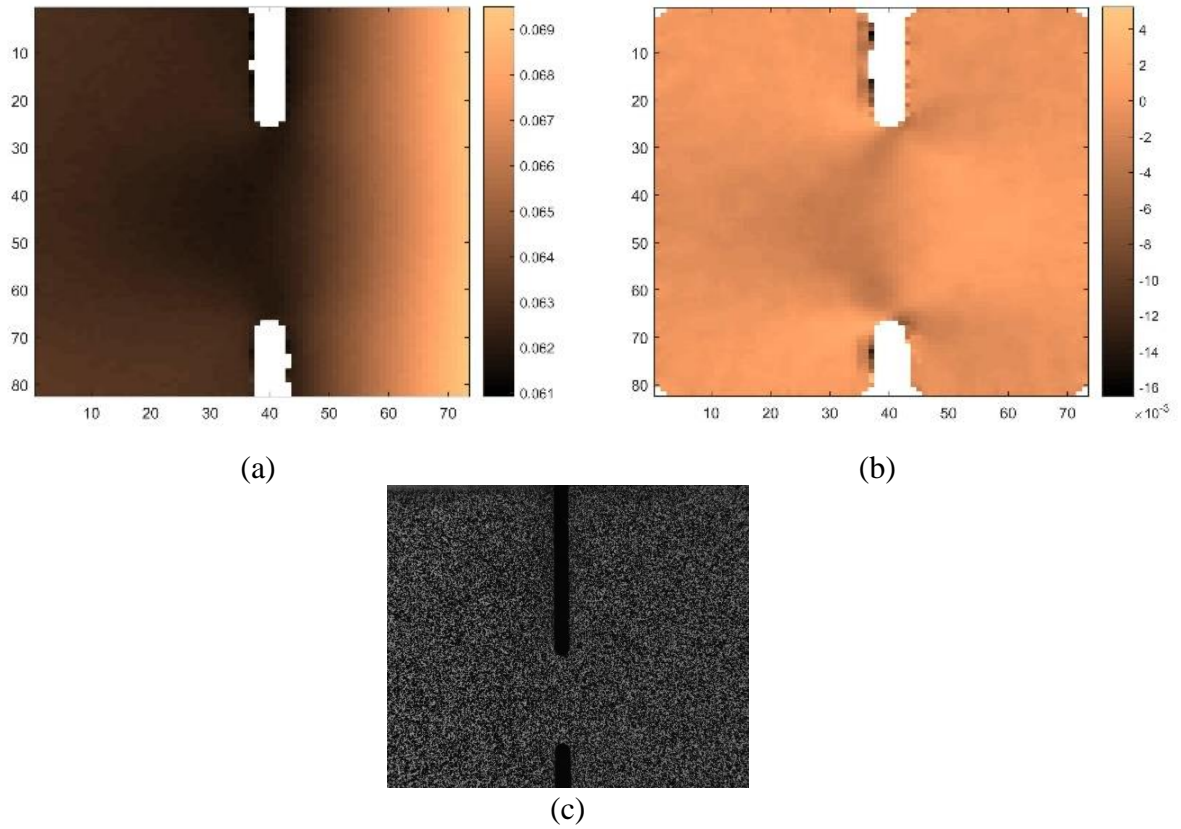


Figura 88 – CDI para ligamento 1,5mm no ponto 1: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

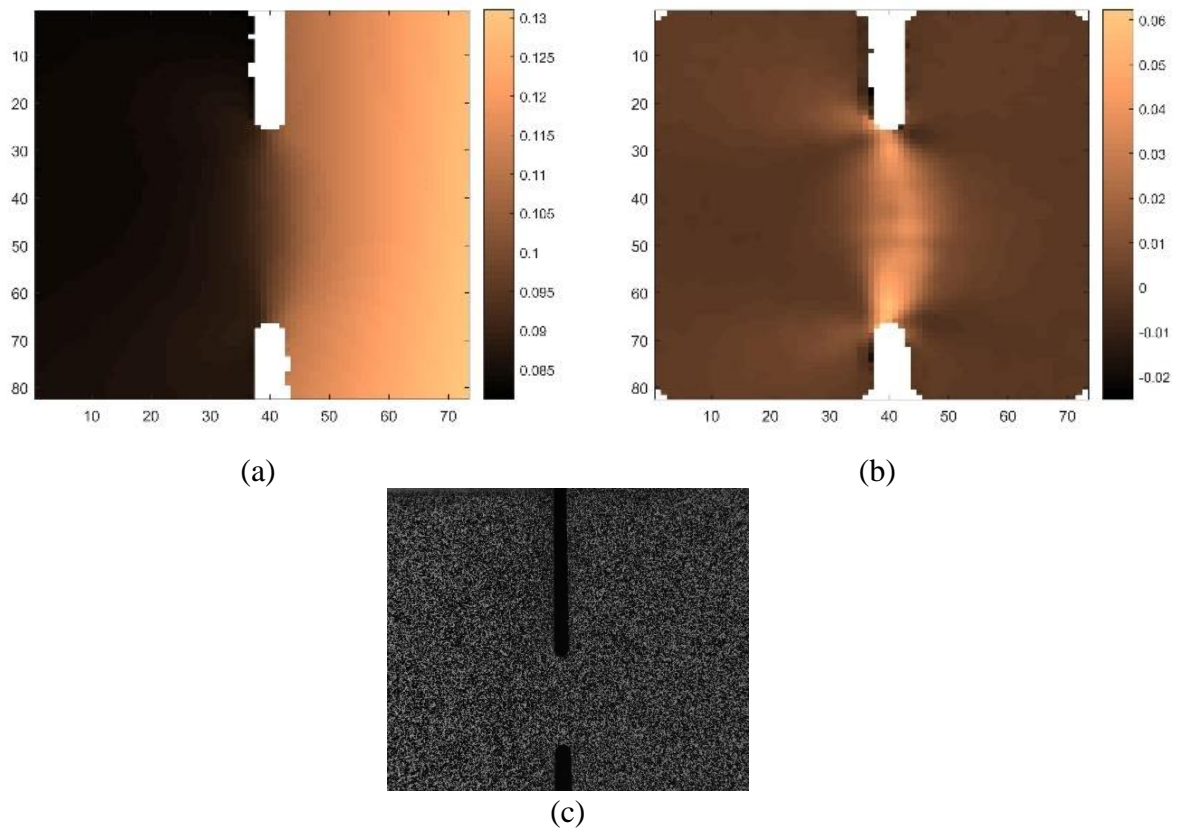


Figura 89 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 2: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

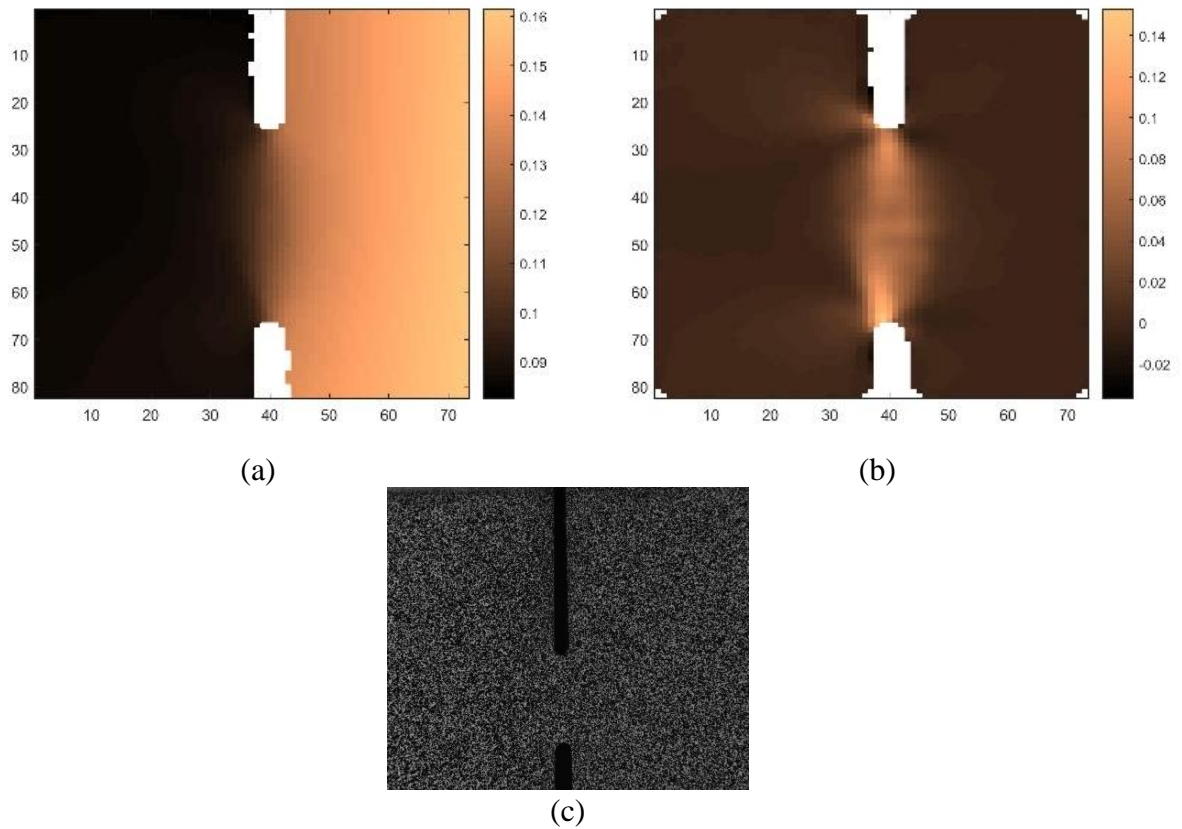


Figura 90 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 3: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

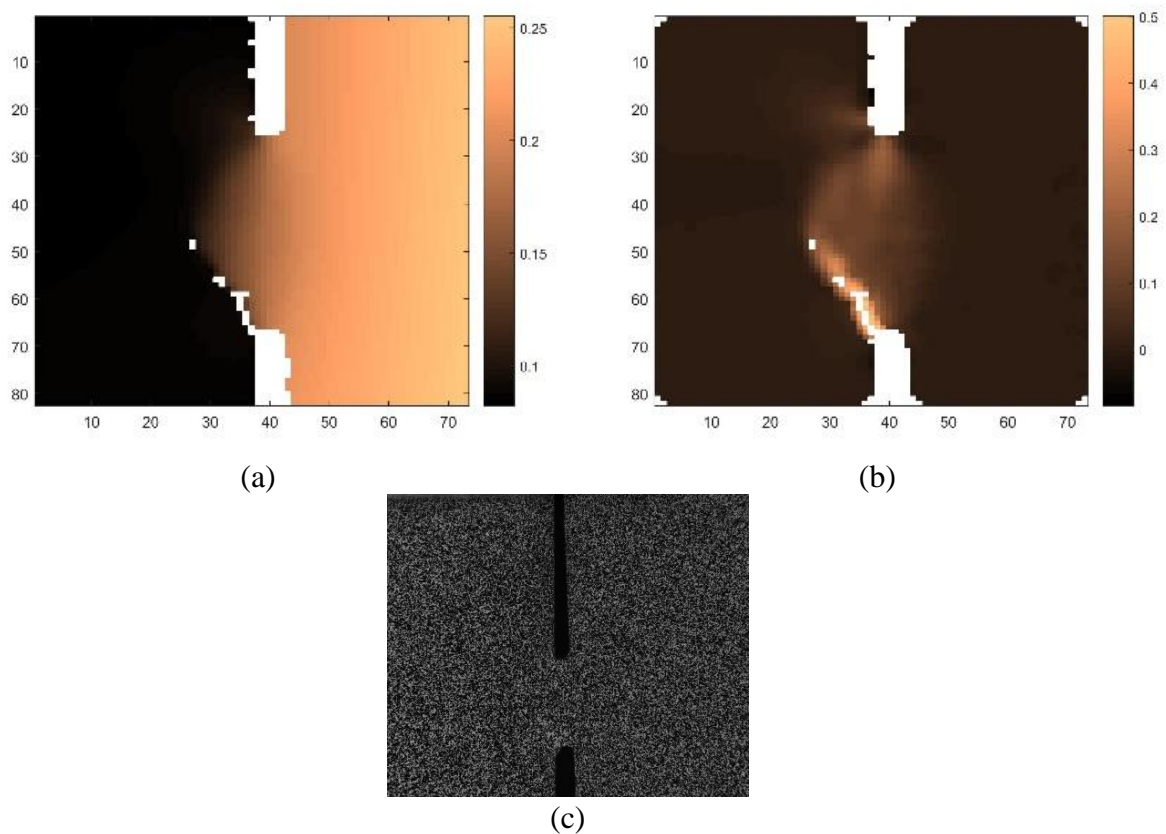


Figura 91 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 4: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

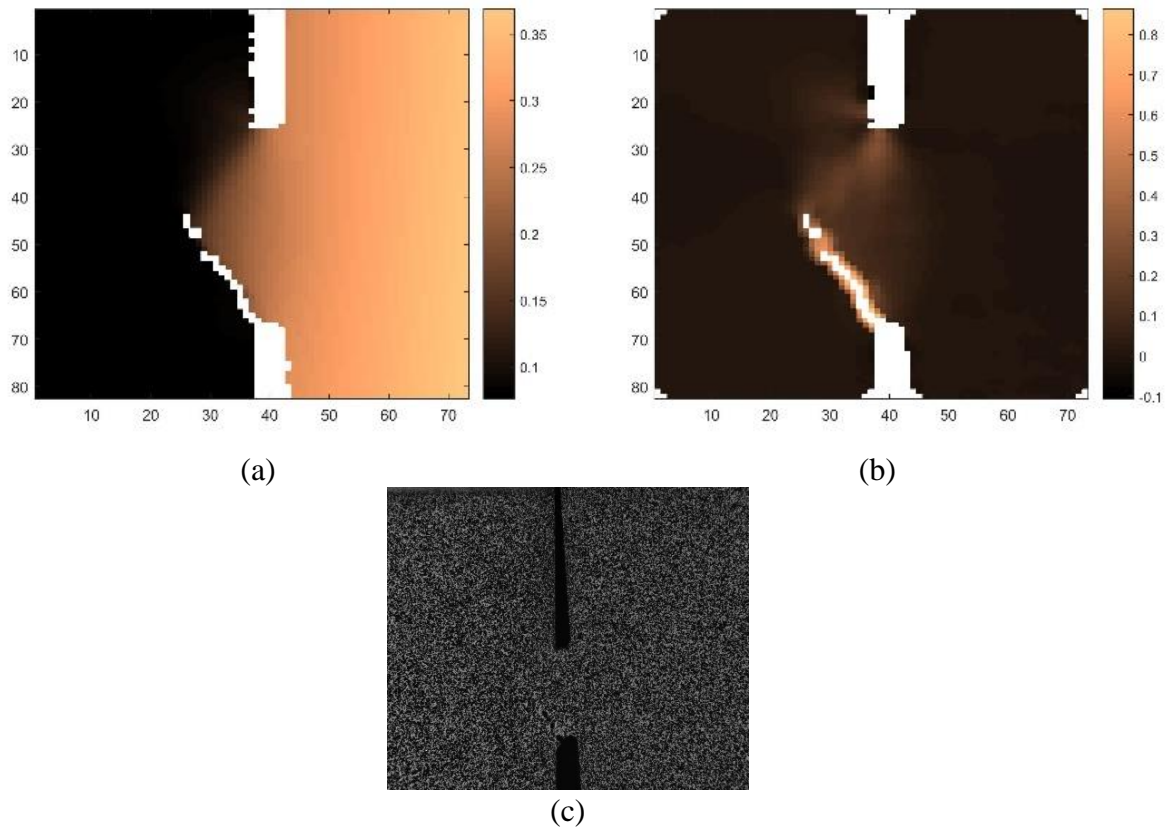


Figura 92 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 5: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

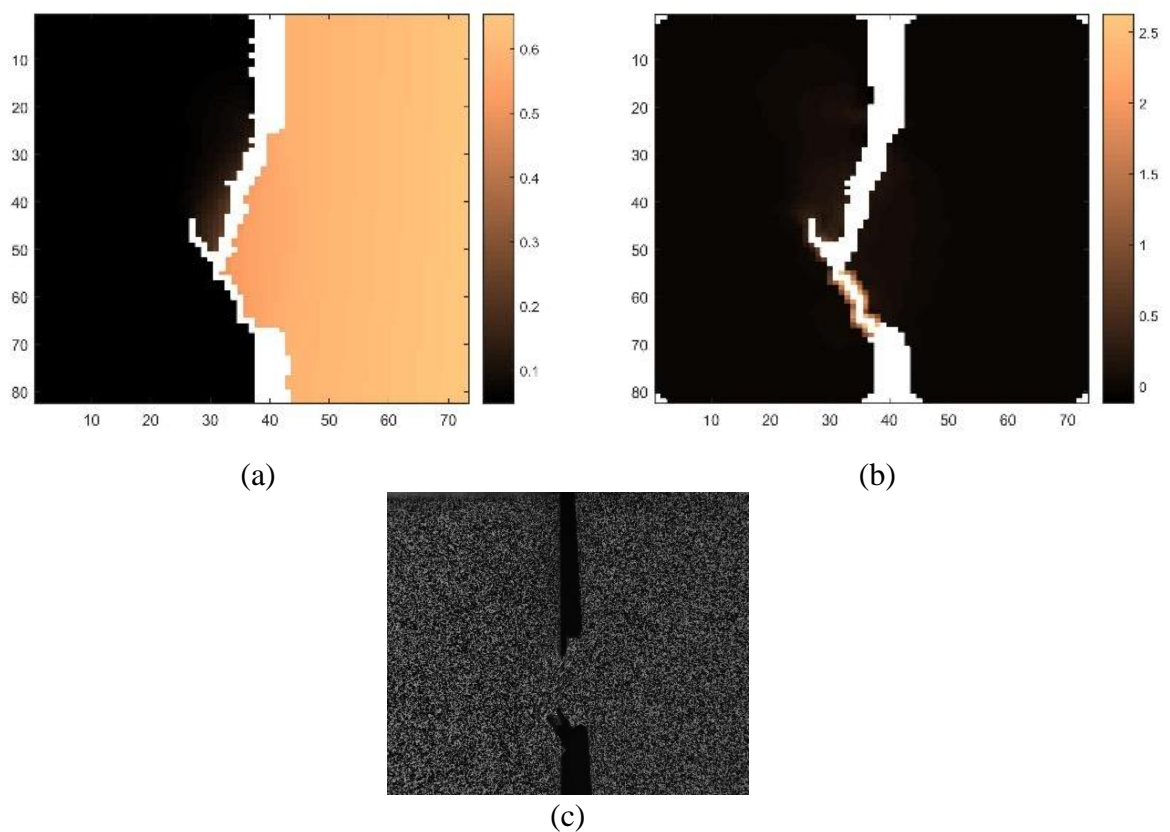


Figura 93 - CDI para ligamento 1,5mm no ponto 6: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

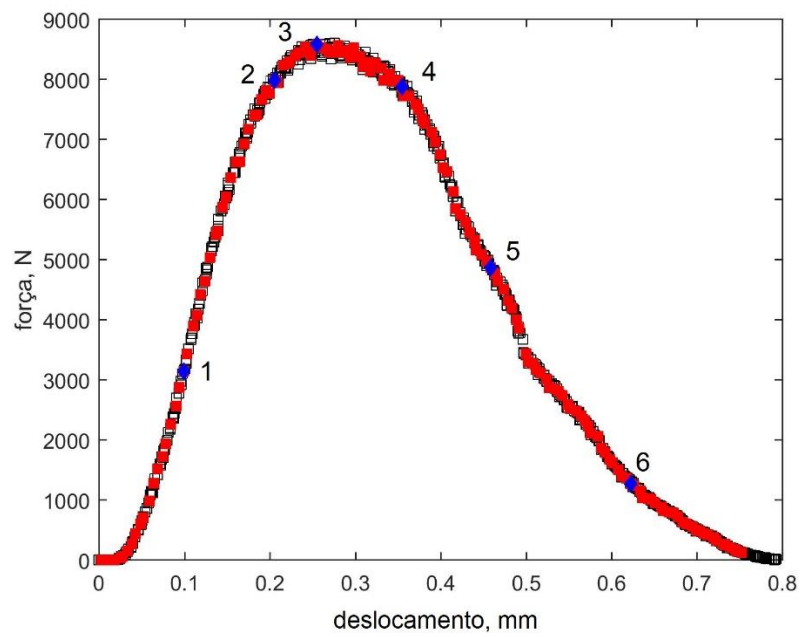


Figura 94 - Pontos sujeitos a análise por CDI para ligamento de 2mm

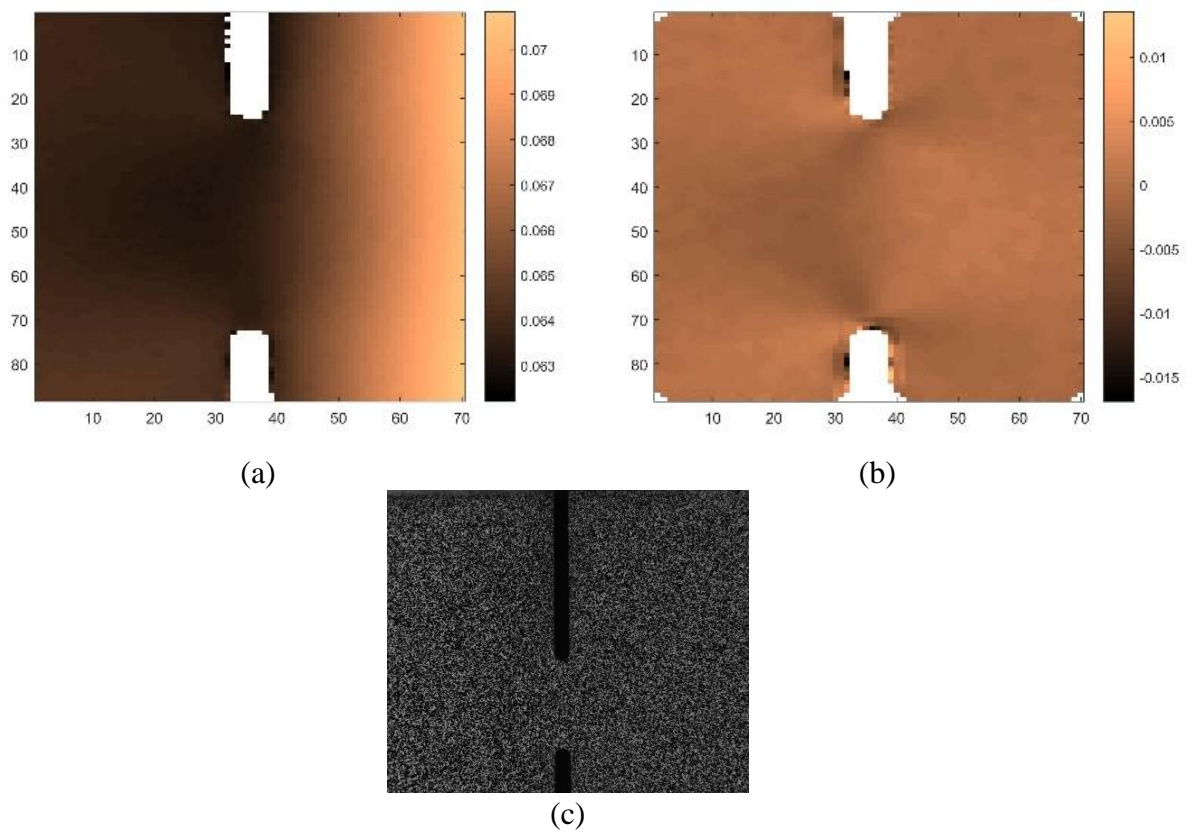


Figura 95 – CDI para ligamento 2mm no ponto 1: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

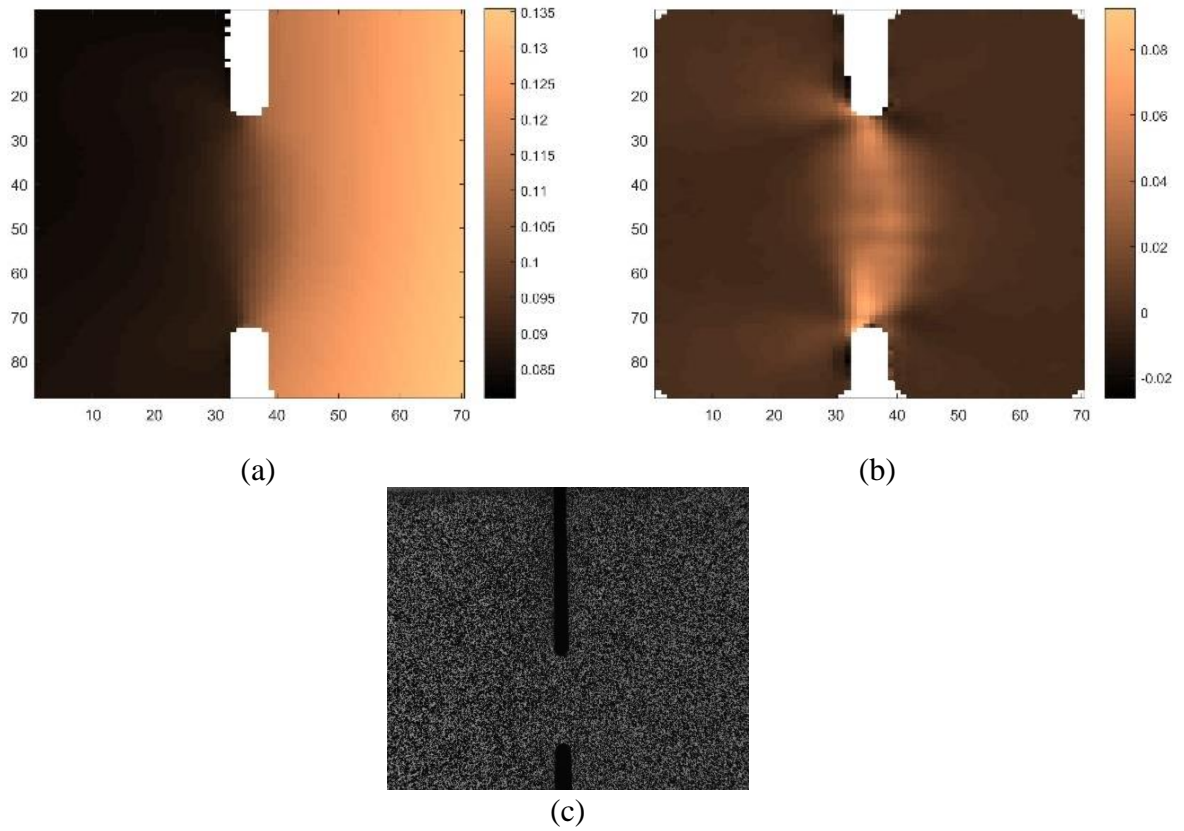


Figura 96 - CDI para ligamento 2mm no ponto 2: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

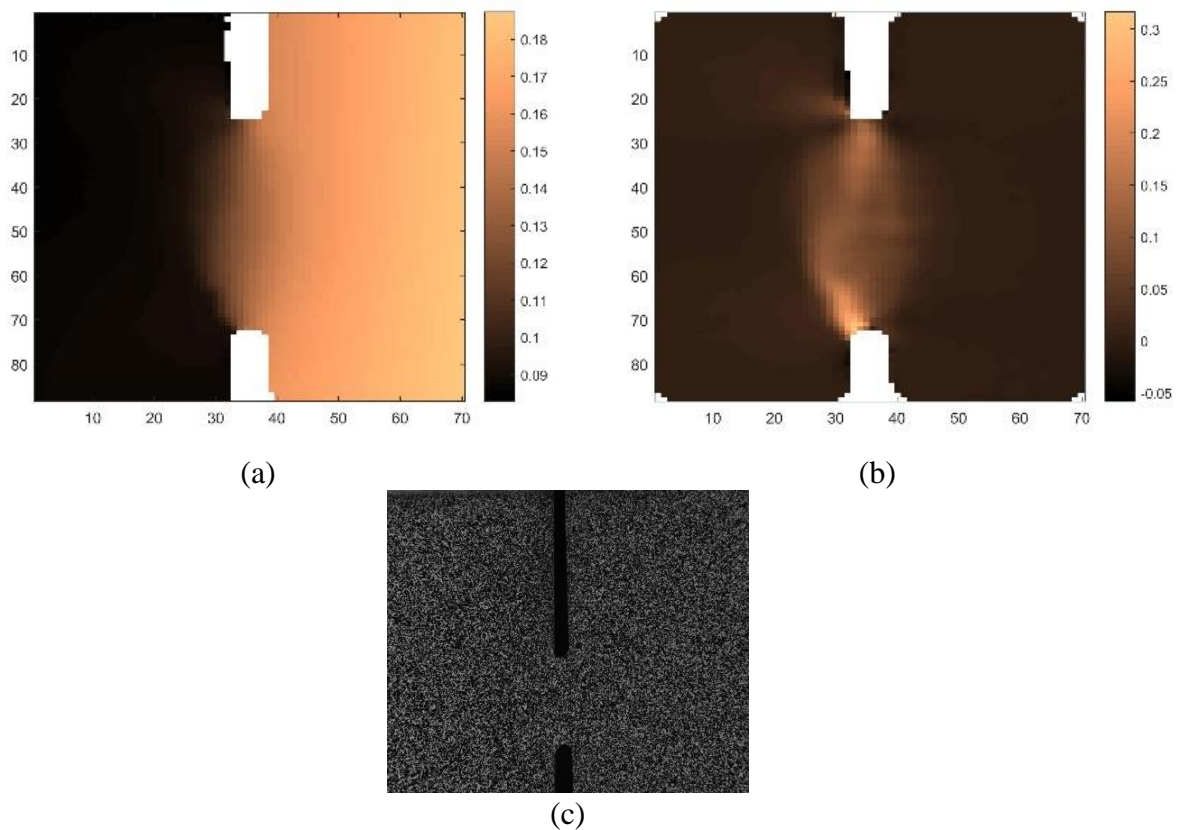


Figura 97 - CDI para ligamento 2mm no ponto 3: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

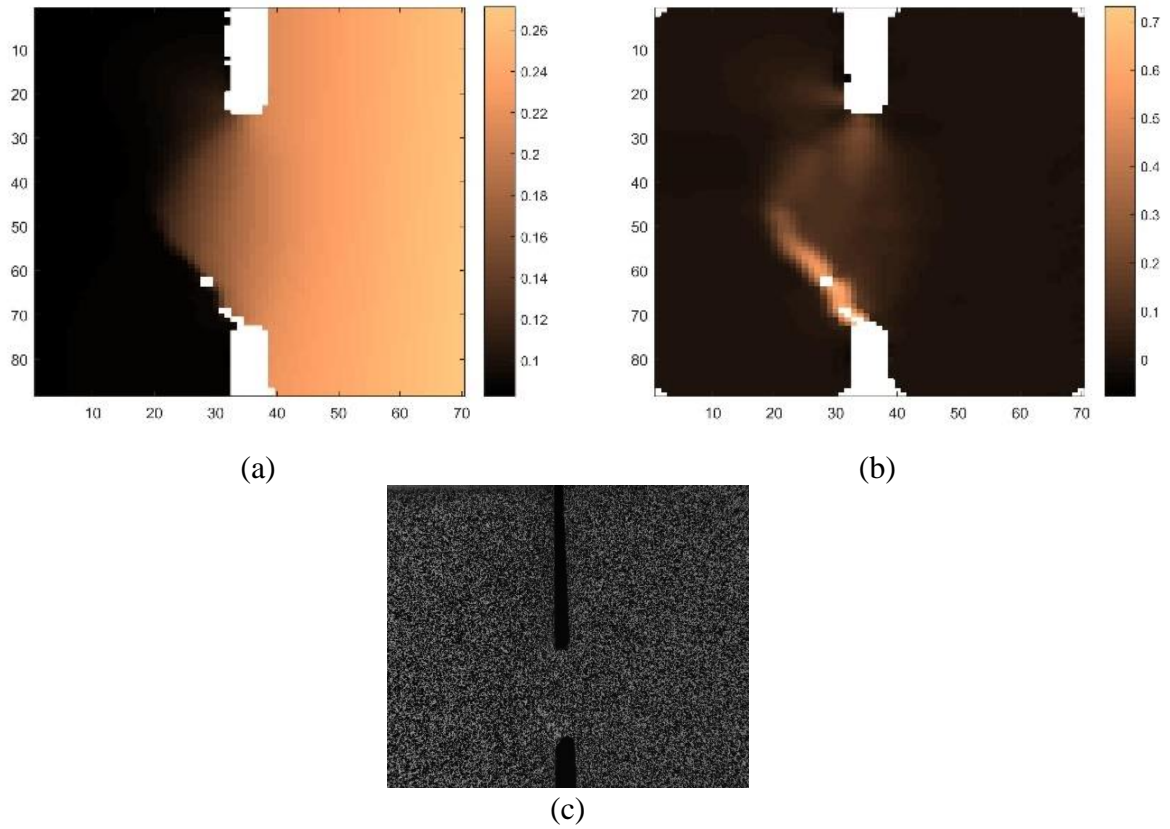


Figura 98 - CDI para ligamento 2mm no ponto 4: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

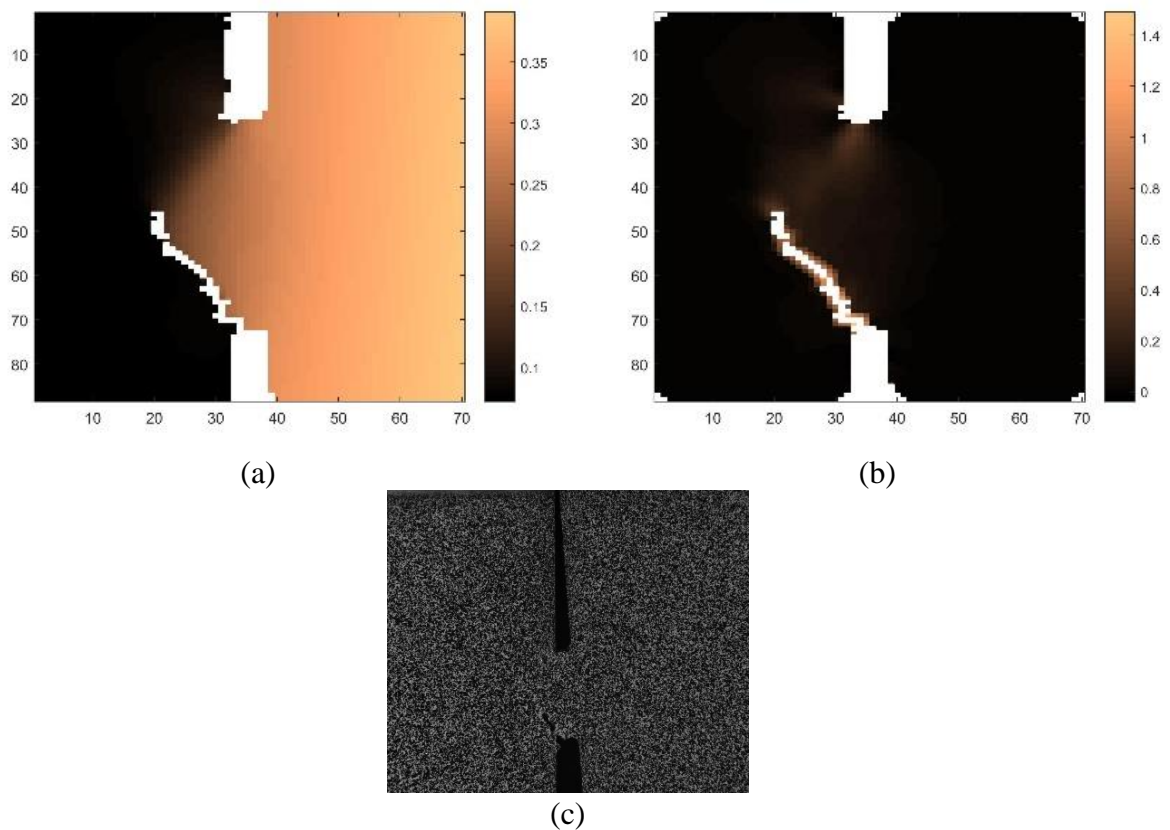


Figura 99 - CDI para ligamento 2mm no ponto 5: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

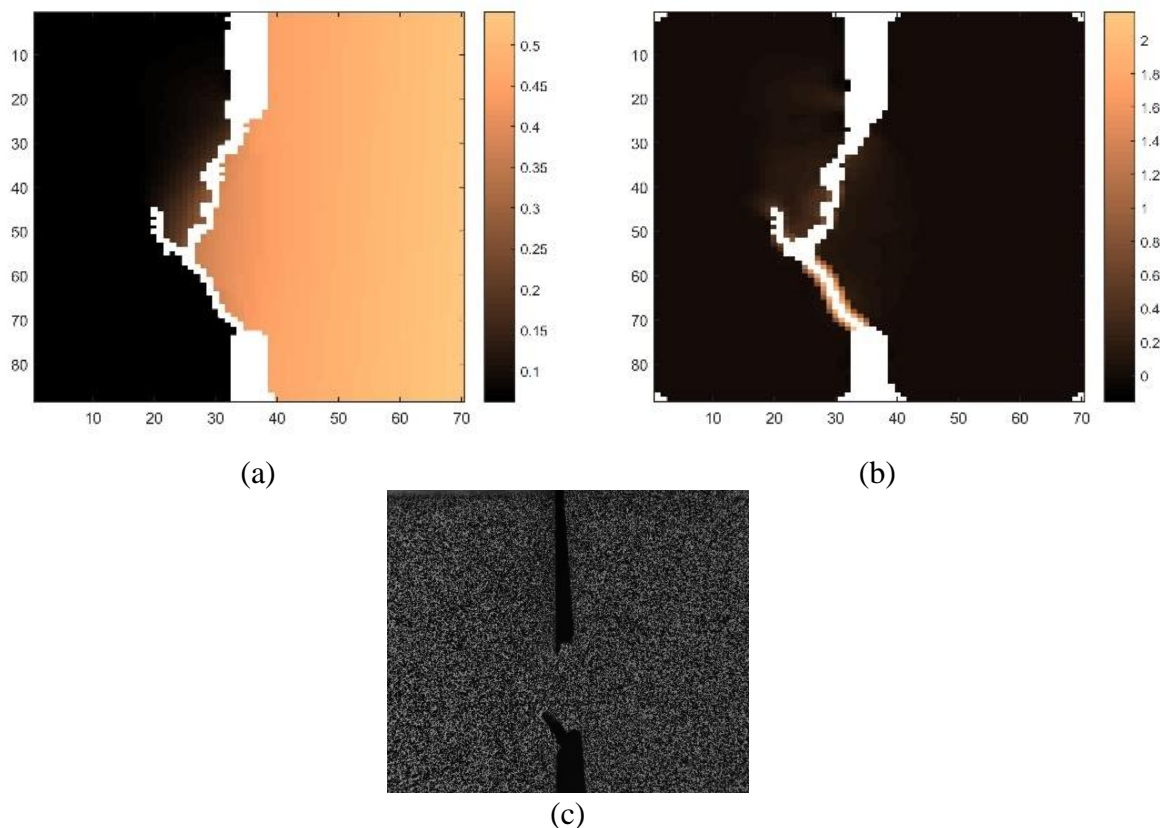


Figura 100 - CDI para ligamento 2mm no ponto 6: (a) campo de deslocamentos; (b) campo de deformações de corte; (c) representação visual do ligamento

Os resultados obtidos foram coerentes ao longo dos ensaios, como se pode verificar pela similaridade das imagens CDI para os vários ligamentos. Apesar das forças registadas sofrerem alteração com a alteração do tamanho do ligamento, o comportamento do material não altera em função do ligamento.

Com a utilização da CDI não foi possível obter de forma clara o momento de iniciação de fenda. No entanto, aparentemente, este parece ter início posteriormente à ocorrência de força máxima. (ponto 3 nos gráficos anteriores)

6.5 Ensaios Tecnológicos de Torneamento

Este ensaio de torneamento, através da monitorização das forças associadas ao processo de corte, permite a validação dos resultados da simulação de operações de maquinagem com os mesmos parâmetros de corte.

O objetivo foi de avaliar a influência dos parâmetros de corte, nomeadamente a velocidade de corte, o avanço e o penetramento, nos esforços associados ao processo de corte e no acabamento superficial.

Foi executado um conjunto de 108 ensaios (correspondente a 36 ensaios x 3 repetições) num torno convencional e, para cada ensaio, foram obtidos os gráficos das forças de corte, de avanço e de penetramento em função do tempo de cada ensaio. Um exemplo dos gráficos obtidos pode ser observado na Figura 101.

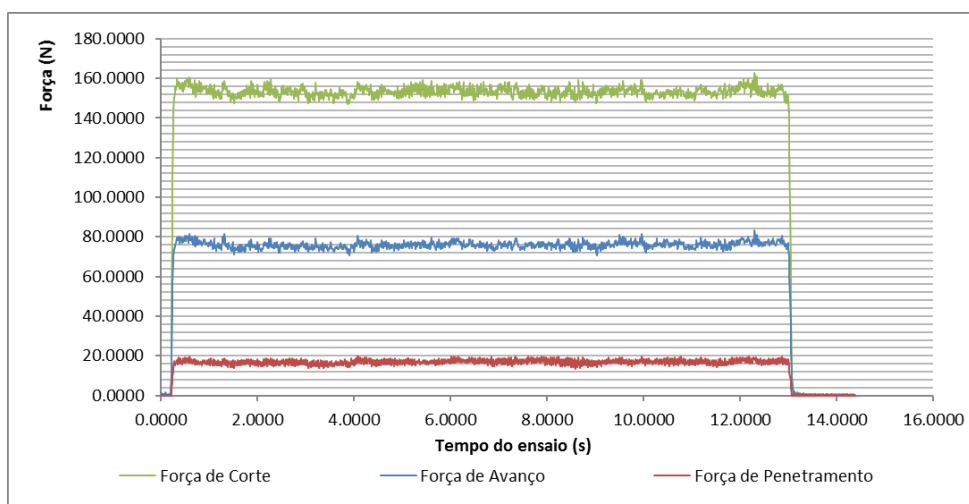


Figura 101 – Exemplo dos resultados obtidos para as componentes das forças no ensaio de torneamento ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.14\text{mm/rev}$, $a_p=1.5\text{mm}$)

É possível observar uma zona inicial e uma zona final onde os esforços são nulos, correspondentes, respetivamente, aos momentos anterior e posterior ao processo de remoção de material. Nestes momentos, a pastilha de corte não se encontra em contacto com a peça a maquinar e, portanto, a célula de carga não está sujeita a qualquer esforço. Durante o período em que se dá a remoção de material os esforços a que a célula de carga está sujeita podem ser observados na zona não nula do gráfico. Apenas esta zona tem interesse para o cálculo dos esforços de maquinagem e, portanto, o gráfico da Figura 101 foi alterado, seleccionando essa gama de valores representativos do processo de corte e eliminando as duas zonas onde os esforços são nulos, obtendo assim, para cada ensaio, um gráfico semelhante ao da Figura 102.

De seguida foram calculados os valores médios respetivos para as forças de corte, de penetramento, e de avanço contidas nesse espectro. Para além dos esforços foi também analisada a qualidade superficial da peça maquinada, após cada ensaio. Com um rugosímetro foram medidas a rugosidade média (R_a), rugosidade máxima ($R_{\text{máx}}$) e altura do perfil (R_z).

Por fim, calcularam-se as médias e desvios-padrão dos resultados obtidos para os esforços e acabamento superficial nas 3 repetições.

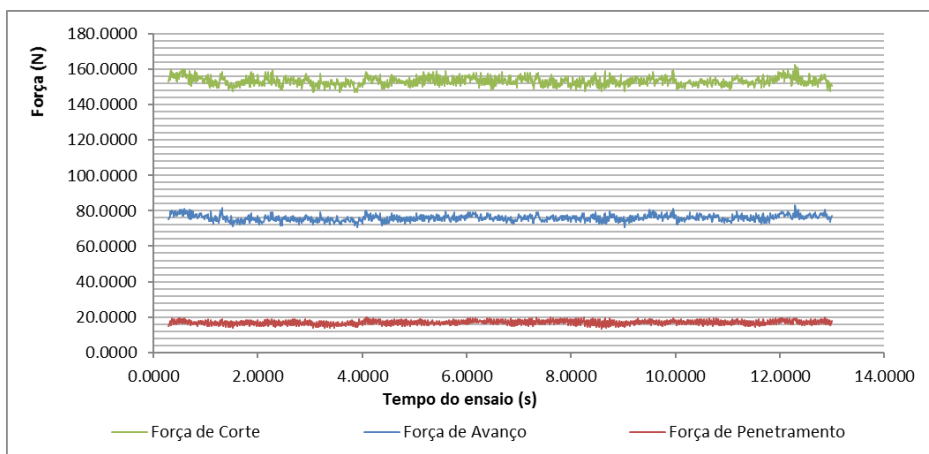


Figura 102 – Valores representativos dos esforços de maquinagem no ensaio de torneamento ($n=1250\text{rpm}$, $f=0.14\text{mm/rev}$, $a_p=1.5\text{mm}$)

Num dos ensaios ocorreu um erro de excesso de material removido devido à introdução errada de um dos parâmetros de corte no torno, nomeadamente a introdução do dobro do penetramento pretendido. Este erro levou a uma diminuição exagerada do diâmetro da peça a maquinar, diâmetro esse que têm influência significativa na velocidade de corte numa operação de torneamento. O erro ocorreu numa fase inicial da sequência de ensaios, fazendo com que todos os valores obtidos a partir deste momento não fossem coerentes com os obtidos para as outras 2 repetições dos ensaios.

Foi feita uma análise para verificar qual a influência deste erro nos resultados obtidos e concluiu-se que este introduz um grande desvio dos valores em relação às médias calculadas quando se consideram as 3 repetições. A título de exemplo, pode-se verificar na Figura 103 esta influência, analisando a força de penetramento.

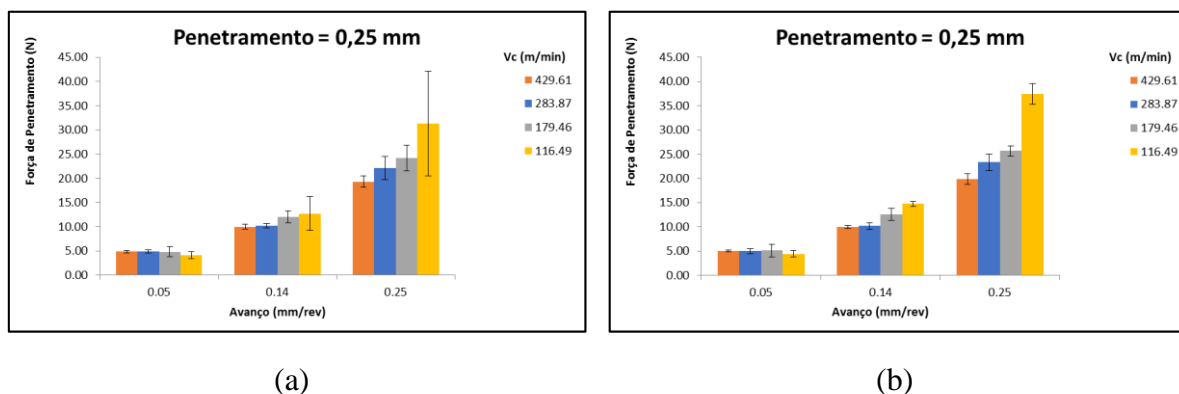


Figura 103 – Comparação da dispersão de valores usando 2 e 3 repetições dos ensaios: (a) 3 repetições; (b) 2 repetições

Verificou-se que em alguns ensaios havia diferenças na ordem dos 20 N entre a repetição onde ocorreu o erro e as restantes duas repetições.

Por este motivo a sequência de ensaios onde ocorreu o erro foi desconsiderada e foram apenas analisados os resultados relativos a duas repetições.

Analisando a Figura 102, que apesar de ser apenas um caso em particular apresenta uma tendência comum a todos os ensaios, verifica-se que a Força de Corte (F_c) é muito superior à Força de Avanço (F_a) e Força de Penetramento (F_p). Esta é a principal componente das forças envolvidas no processo de torneamento.

Na Figura 104 podemos observar a influência dos parâmetros de corte, nomeadamente do avanço e da velocidade de corte, nos esforços da operação de torneamento para cada valor do penetramento.

A velocidade de corte (v_c) é calculada de acordo com a fórmula:

$$v_c = \frac{\pi \times d \times n}{1000} \quad (50)$$

onde d é o diâmetro da peça a maquinar, e n a velocidade de rotação. Foram realizados ensaios para 4 frequências de rotação diferentes como se referiu na Tabela 15. Para cada valor de n , à medida que é removido material, o diâmetro da peça a torner diminui 2 vezes o valor do penetramento e, portanto, ocorre uma diminuição da velocidade de corte, o que justifica os diferentes valores deste parâmetro nos gráficos para diferentes penetramentos.

Analizando os gráficos da Figura 104 onde, para cada valor do penetramento, estão representadas as diferentes componentes das forças envolvidas num processo de torneamento em função do avanço e da velocidade de corte, verifica-se que existe um comportamento semelhante das três componentes das forças em relação aos parâmetros de corte, com exceção da sua ordem de grandeza.

Entre estes 2 parâmetros, o que tem maior influência nos esforços de maquinagem é o avanço. Verifica-se que quando o valor do avanço é aumentado, os esforços aumentam de forma relativamente proporcional. A título de exemplo, verifica-se que, para um penetramento de 1,5mm, quando se aumenta o avanço de 0,05 mm/rev para 0,25mm/rev (5 vezes superior), a força de corte respetiva aumenta aproximadamente em 5 vezes, de cerca de 50N para 250N.

Relativamente ao efeito da velocidade de corte, não se verifica nenhuma tendência clara, sendo que para diferentes combinações de parâmetros de corte pode existir, com o aumento da velocidade de corte, várias evoluções dos esforços. Para 0,25 mm de penetramento e para avanços de 0,14 e 0,25 mm/rev verifica-se um aumento dos esforços com o aumento da velocidade de corte. Para 1,50 mm de penetramento e avanço de 0,05 mm/rev verifica-se que os esforços se mantêm relativamente constantes independentemente da velocidade de corte. Para 0,50 mm de penetramento e avanço de 0,14 mm/rev verifica-se a inexistência de qualquer relação entre os esforços e a velocidade de corte.

No entanto, verifica-se que para as mesmas combinações de parâmetros, as forças de corte, de avanço e de penetramento apresentam comportamento semelhante em função da velocidade.

Analizando os desvios padrão presentes nos gráficos, verifica-se que são reduzidos, o que traduz uma boa repetibilidade dos ensaios. Desta forma é possível afirmar que os valores obtidos são consistentes entre repetições e não se verificou ruído durante os ensaios.

Na Figura 105 estão representadas as forças presentes em operações de torneamento, em função do penetramento e do avanço.

Para cada valor do penetramento e avanço foram calculadas as médias dos valores para as diferentes velocidades de corte e representadas sob a forma gráfica de modo a analisar o efeito do penetramento nos esforços de maquinagem.

Pode-se concluir que o aumento do penetramento leva a um aumento dos esforços, tanto relativamente às forças de corte, como forças de avanço ou forças de penetramento, sendo que esse aumento é mais acentuado para avanços maiores.

Outro aspeto em estudo nestes ensaios foi o acabamento superficial da peça maquinada em função dos vários parâmetros de corte. Após cada operação de corte foram medidas, em 3 posições diferentes da zona maquinada, os valores de R_a , R_{max} , e R_z de forma a estudar igualmente a homogeneidade da superfície maquinada.

Na Figura 106 estão representadas as rugosidades estudadas em função do penetramento. Neste caso não se verifica qualquer relação de proporcionalidade entre o penetramento e o acabamento superficial, com exceção dos valores obtidos para um avanço

de 0,05 mm/rev, onde a rugosidade diminui com o aumento do penetramento. Nos restantes casos verifica-se que o penetramento de 0,5 conduz a um melhor acabamento superficial (rugosidades inferiores) quando comparado com os outros valores de penetramento. É também possível observar que o acabamento superficial piora com o aumento do avanço, sendo que com o aumento do mesmo, aumentam também R_a , R_{max} e R_z .

Na Figura 107 estão representadas, para cada valor do penetramento, as rugosidades em função da velocidade de corte e do avanço. Pode-se observar que o acabamento superficial piora com a diminuição da velocidade de corte, e com o aumento do avanço. Velocidades de corte baixas podem gerar uma superfície aderente o que leva a que a superfície maquinada apresente rugosidade elevada.

Verifica-se que para velocidades de corte elevadas não existe grande variação dos resultados obtidos, ao contrário do que acontece para velocidades de corte reduzidas. Neste caso, a grande dispersão de resultados permite concluir que estas velocidades conduzem a que a peça maquinada apresente uma superfície irregular, com acabamento inconstante.

Desde a Figura 108 até à Figura 113 está representada a análise feita anteriormente, na forma de gráficos de superfície, para todas as repetições analisadas, incluindo as que foram desconsideradas acima (representados valores médios das três repetições). Estes gráficos, apesar de não permitirem a análise da variação dos resultados obtidos, permite uma análise mais visual e uma comparação mais intuitiva dos resultados obtidos. São possíveis de observar as tendências identificadas anteriormente relativamente aos esforços e rugosidades, mas as médias dos esforços são inferiores devido a esforços mais reduzidos ocorridos durante o ensaio onde ocorreu o erro referido anteriormente.

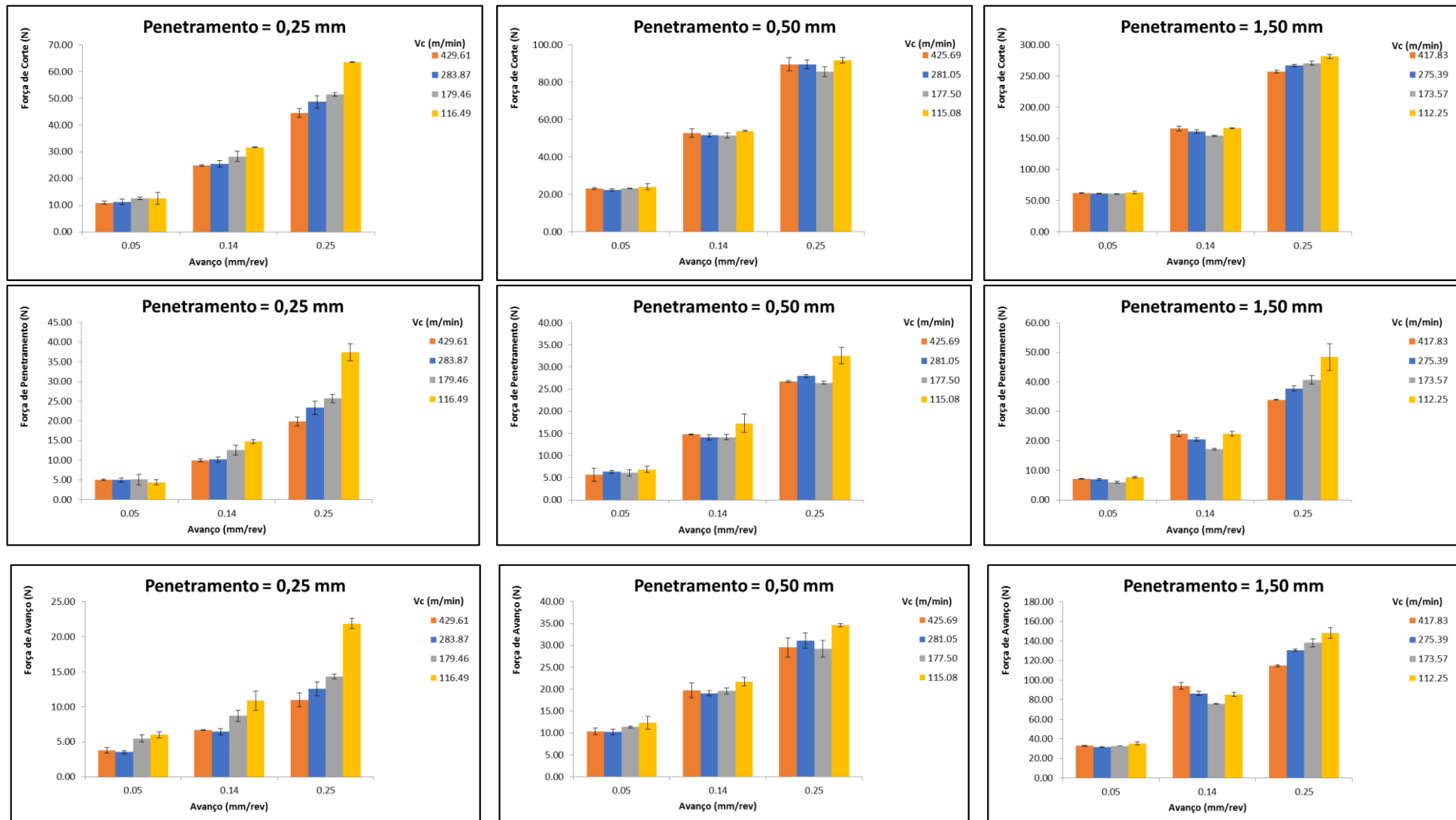


Figura 104 - Forças de corte, de avanço e de penetramento para as várias condições dos ensaios

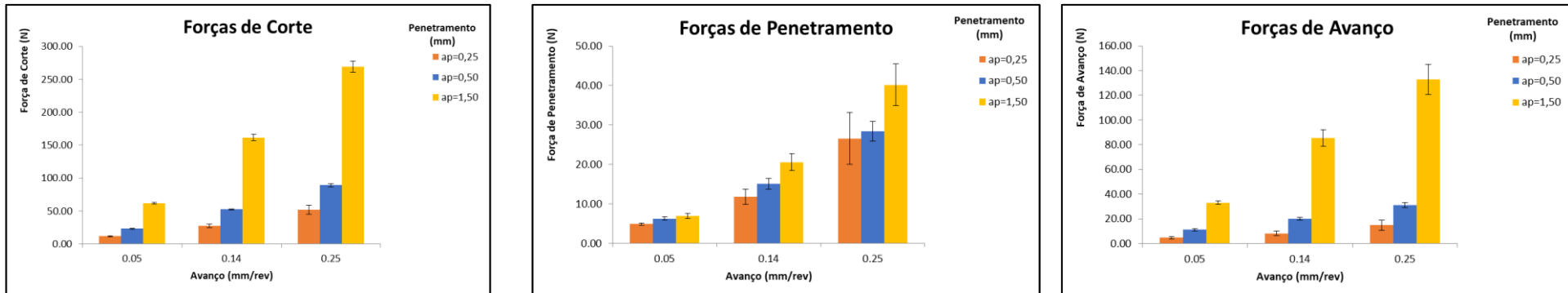


Figura 105 - Efeito do penetramento nos esforços de maquinagem

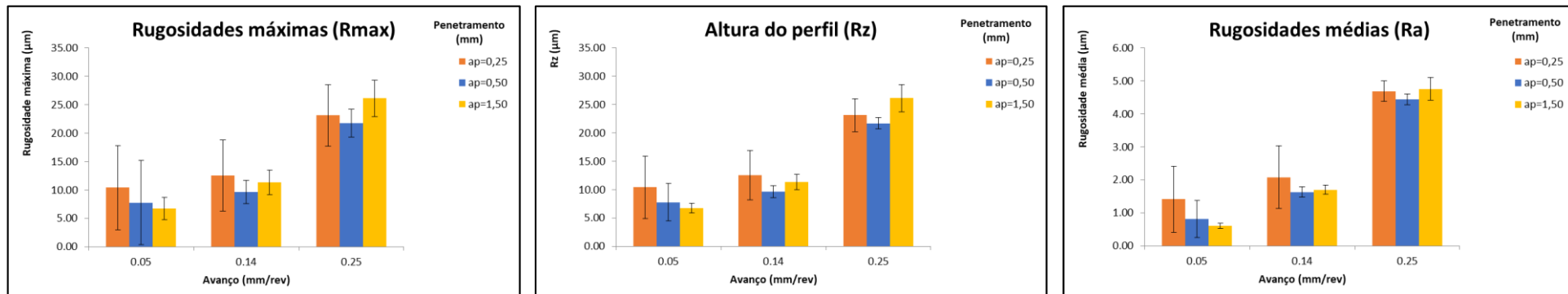


Figura 106 - Efeito do penetramento no acabamento superficial

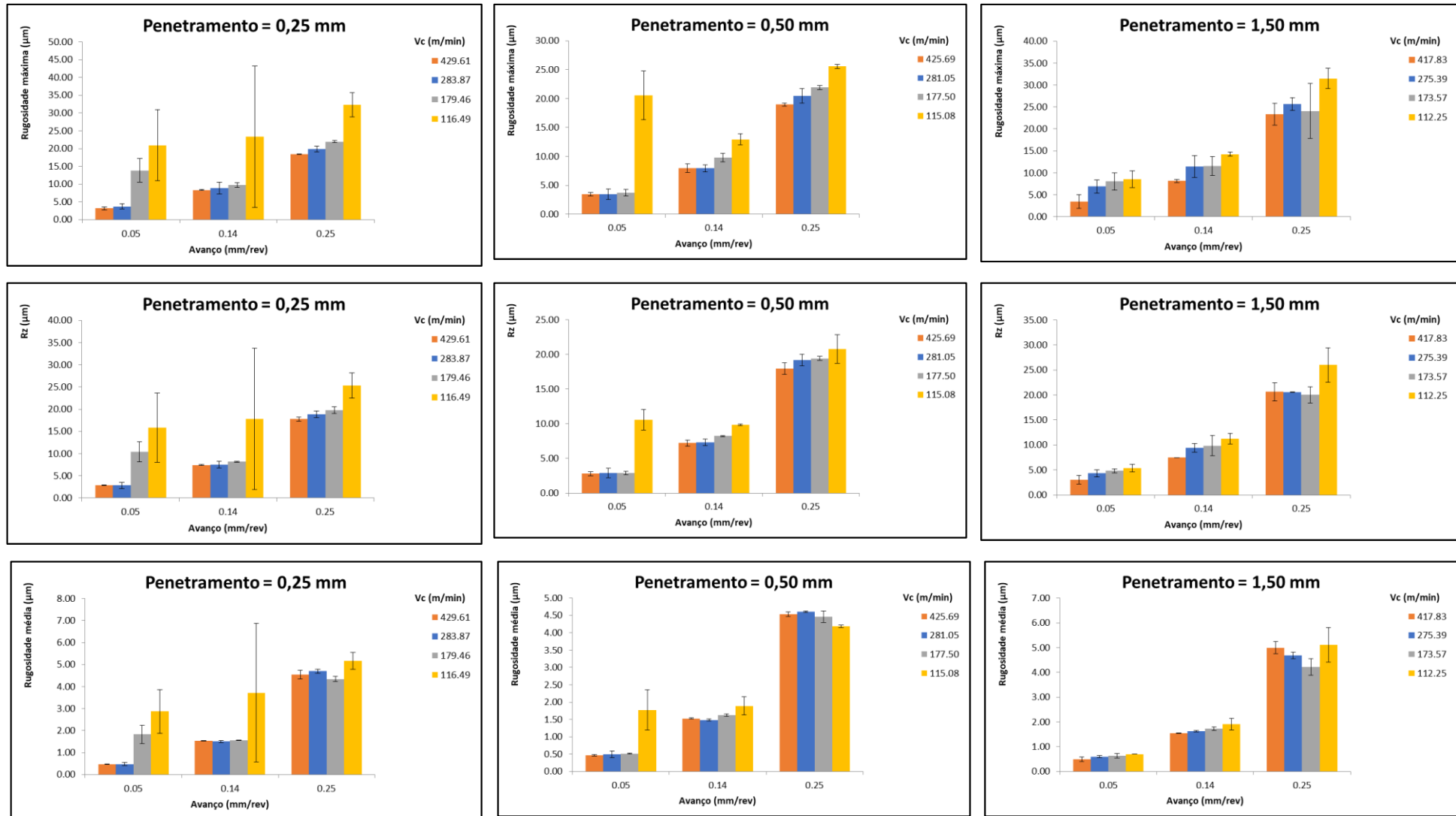


Figura 107 - Rugosidades para as várias condições dos ensaios

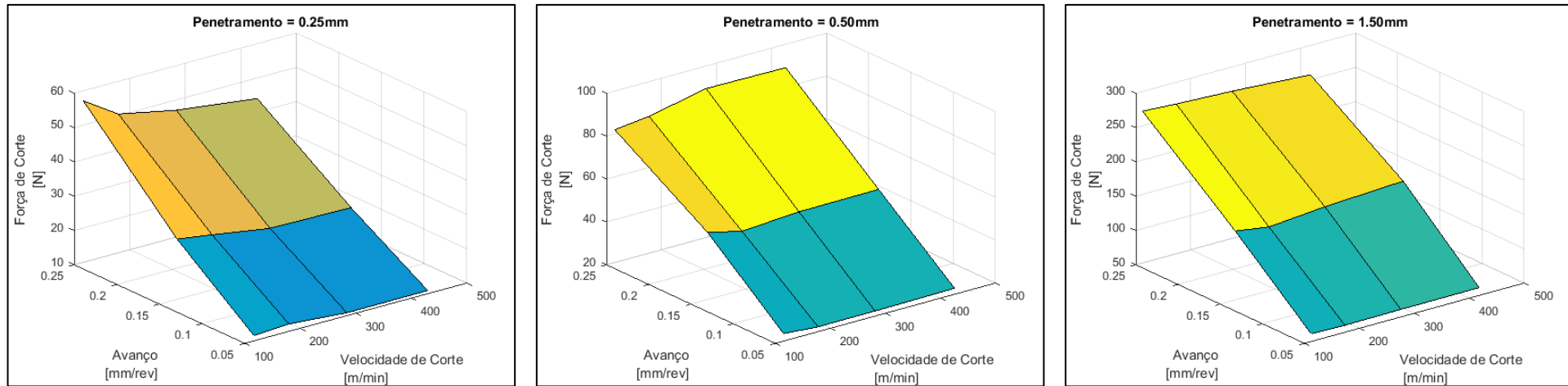


Figura 108 – Forças de corte em função das variáveis estudadas, representadas na forma de superfícies

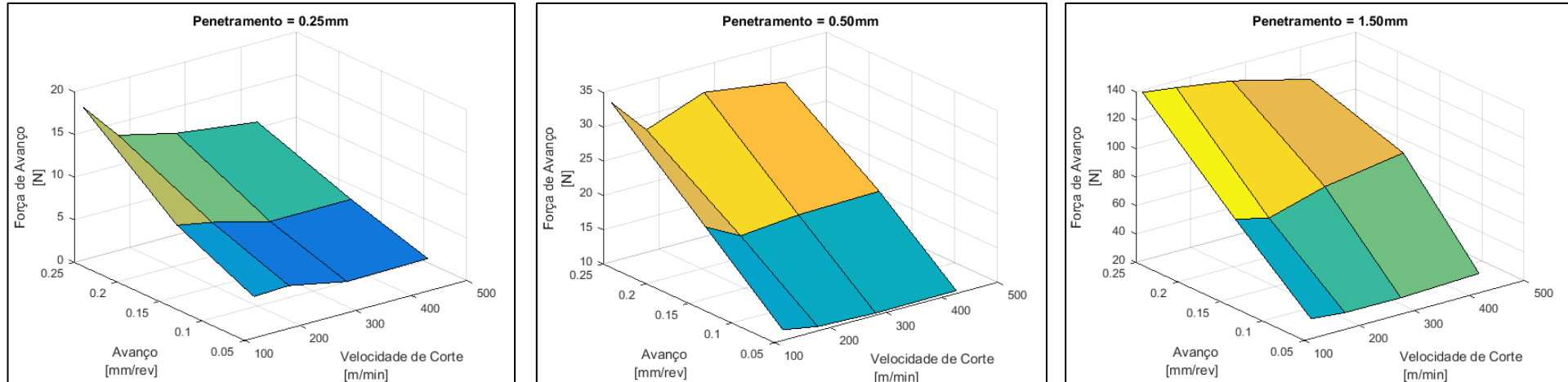


Figura 109 - Forças de avanço em função das variáveis estudadas, representadas na forma de superfícies

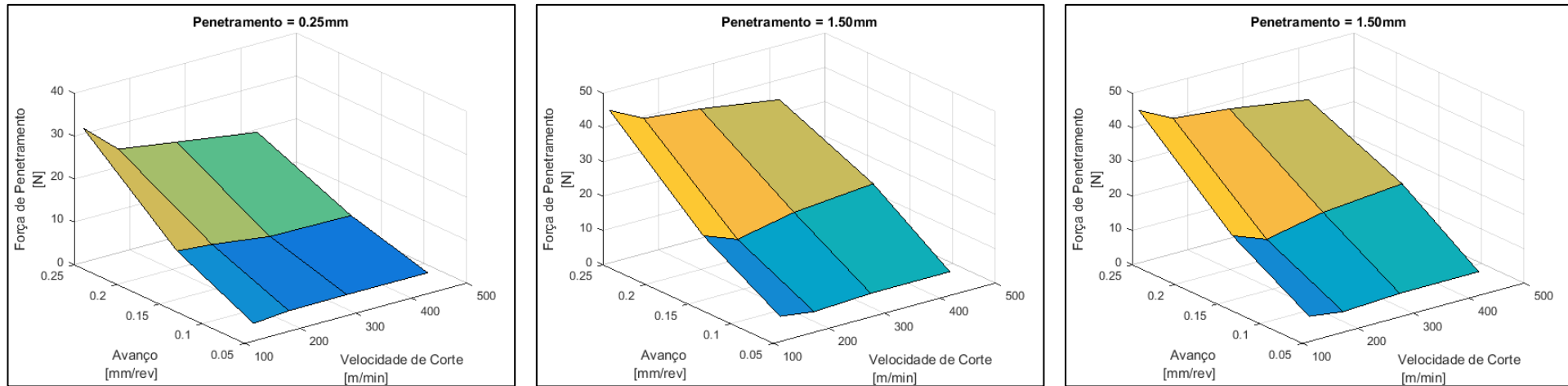


Figura 110 - Forças de penetração em função das variáveis estudadas, representados na forma de superfícies

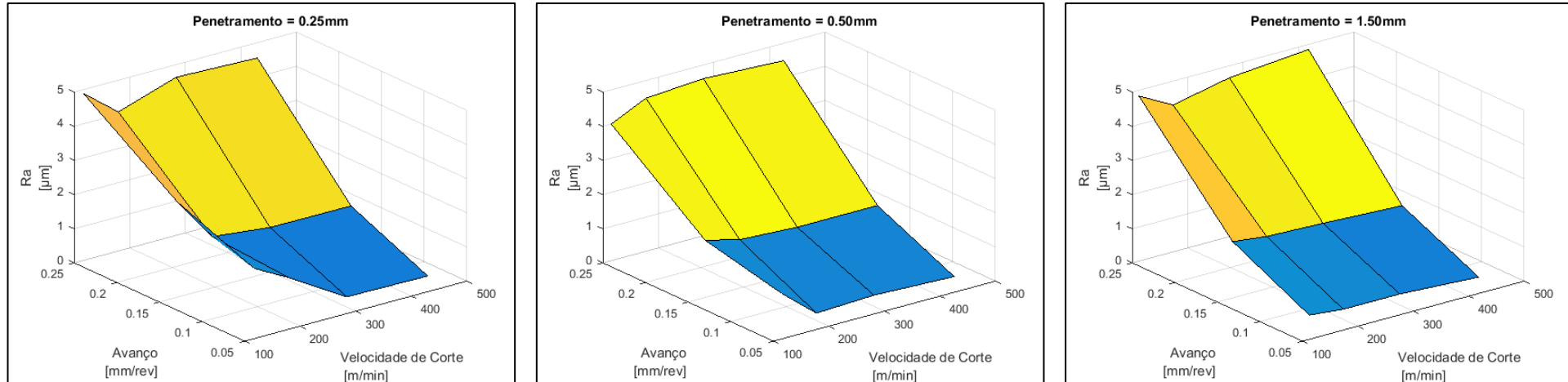


Figura 111 - Rugosidade média em função das variáveis estudadas, representadas na forma de superfícies

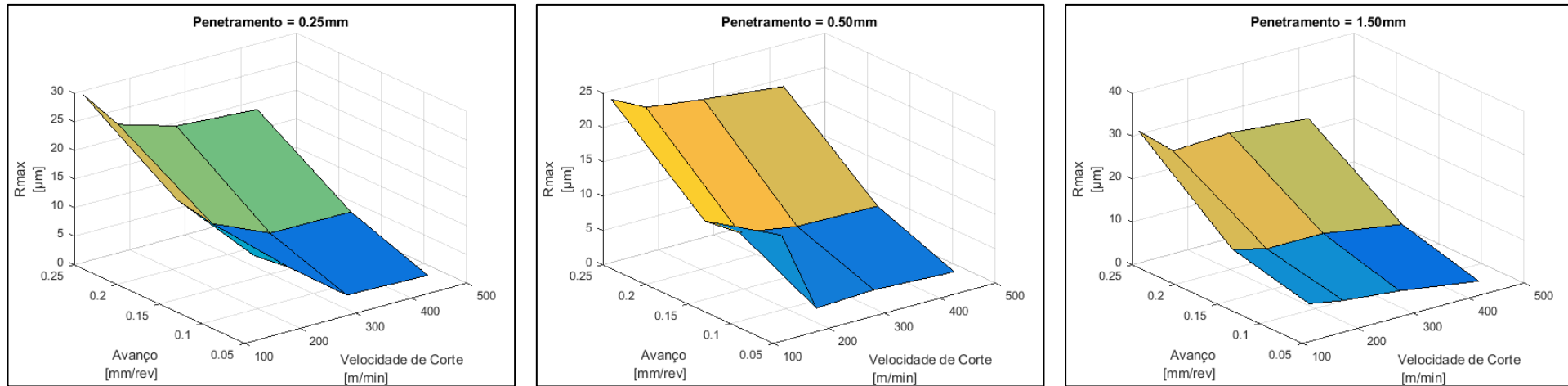


Figura 112 Rugosidade máxima em função das variáveis estudadas, representação em forma de superfícies

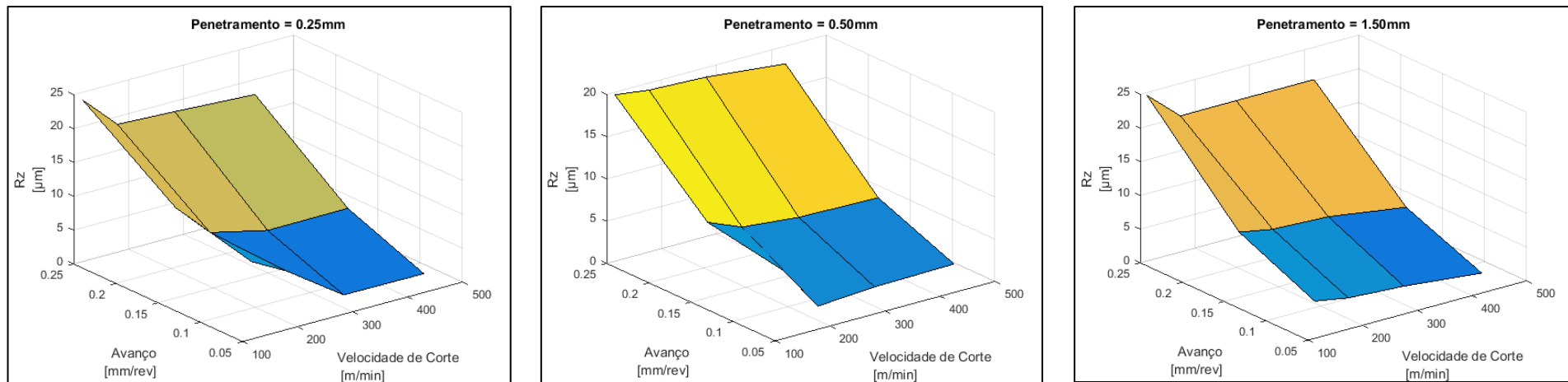


Figura 113 Altura do perfil de rugosidade em função das variáveis estudadas, representação em forma de superfícies

6.6 Identificação dos Parâmetros do Modelo Constitutivo Johnson-Cook

Um dos objetivos deste trabalho consiste na representação do comportamento do material em condições de maquinagem através de um modelo constitutivo. Desta forma será possível simular os processos de corte de forma a prever as solicitações a que o material sujeita as ferramentas sem ser necessário recorrer a ensaios dispendiosos, com possível danificação de equipamentos e ferramentas.

O modelo constitutivo Johnson-Cook, representado novamente na Equação (51), é um dos modelos mais comumente utilizados na simulação de processos de maquinagem e por este motivo foi selecionado como primeira opção para obtenção das curvas de escoamento do material.

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right)^m \right] \quad (51)$$

O primeiro passo para identificação dos parâmetros do modelo constitutivo consistiu na identificação dos parâmetros do primeiro termo da equação a partir dos ensaios de compressão experimentais realizados à temperatura ambiente. Partindo das curvas tensão real-extensão plástica real procedeu-se à sua linearização pelo procedimento explicado na Secção 4.2.1. O parâmetro A corresponde à tensão limite de elasticidade obtida em cada ensaio. De seguida, para os ensaios à temperatura ambiente foram obtidas as curvas $\log(\sigma - A)$ em função de $\log(\epsilon)$. Na Figura 114 é possível observar a linearização obtida para o ensaio nº 3, realizado à temperatura ambiente. A curva foi de seguida aproximada por uma equação linear de forma a obter os parâmetros B e n da equação Johnson-Cook, onde $\log(B)$ seria a interseção da curva com o eixo $\log(\sigma - A)$ e n seria o declive da equação linear.

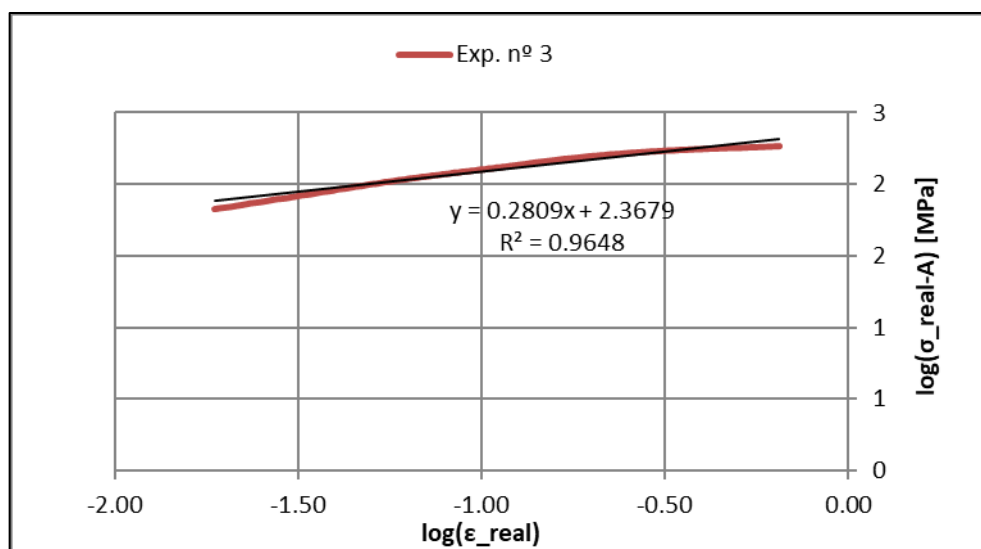


Figura 114 – Linearização da curva de escoamento do material

De seguida foram calculadas as médias dos valores de A , B e n obtidos para todos os ensaios, resultando nos parâmetros representados na Tabela 18.

Tabela 18 - Parâmetros do primeiro termo da equação J-C

A [MPa]	B [MPa]	n
230,0	213,6	0,229

De seguida foi traçada a curva de escoamento na forma natural, usando os parâmetros obtidos e comparada com a curva obtida experimentalmente. Os resultados estão representados na Figura 115.

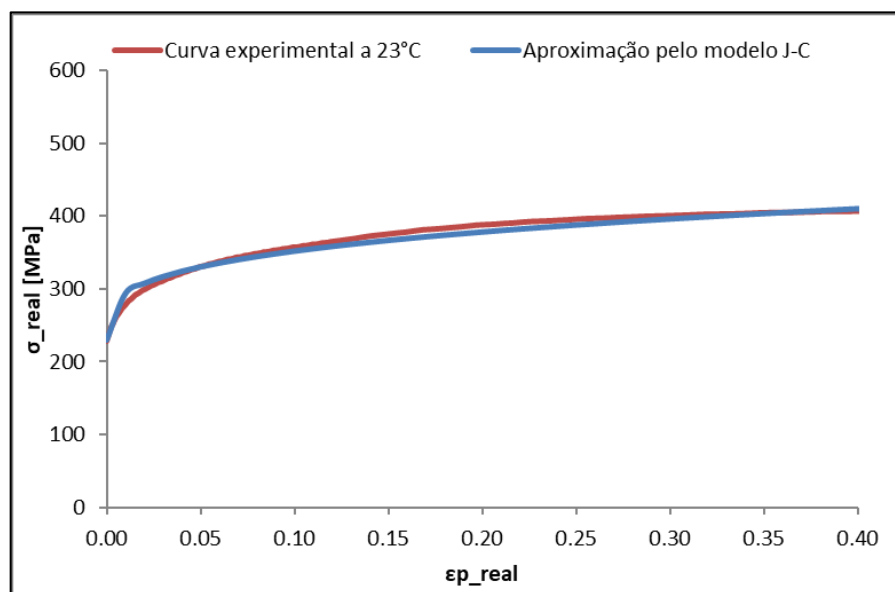


Figura 115 – Comparação do modelo de escoamento calculado com a curva experimental à temperatura de 23 °C

Verifica-se que o modelo calculado se sobrepõe à curva experimental, o que valida os parâmetros calculados.

O parâmetro térmico, m , foi obtido através de um processo iterativo, de tentativa e erro, de forma a ajustar o modelo constitutivo aos resultados experimentais obtidos. Utilizando os parâmetros representados na Tabela 19 foram obtidas as curvas representadas na Figura 116 para as temperaturas usadas nos ensaios experimentais, e sobrepostas às curvas experimentais. Nas linhas a cheio observam-se as curvas obtidas por este modelo e nas curvas a tracejado observam-se as curvas experimentais.

Tabela 19 – Parâmetros do primeiro e terceiro termo da equação J-C

A [MPa]	B [MPa]	n	m
230,0	213,6	0,229	0,9

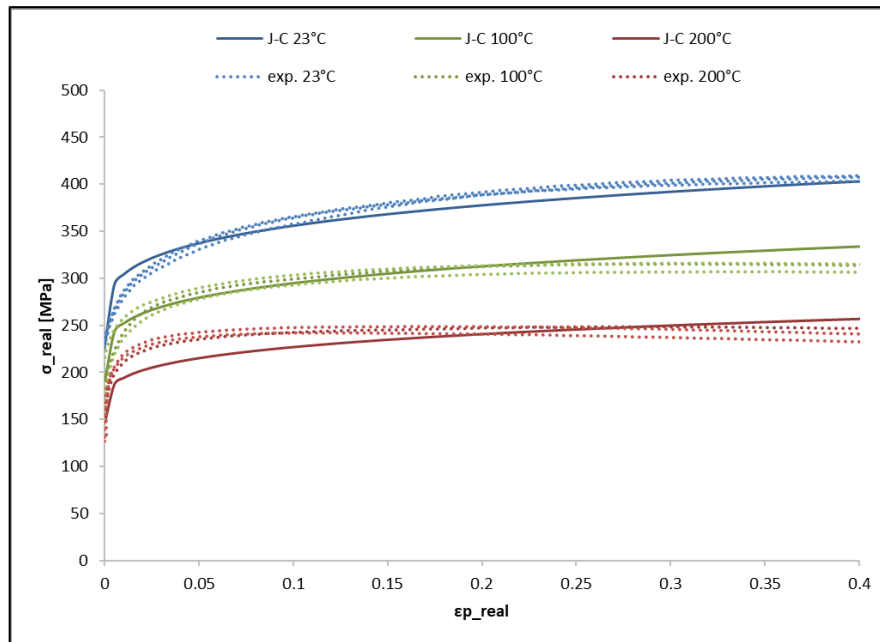


Figura 116 – Ajuste da equação de Johnson-Cook para diferentes temperaturas.

É possível verificar que estes parâmetros representam um ajuste muito satisfatório do modelo constitutivo aos resultados experimentais. No entanto, a introdução do parâmetro térmico no modelo Johnson-Cook leva apenas a um deslocamento vertical negativo da curva para aumentos de temperatura. Analisando as curvas experimentais para temperaturas elevadas verifica-se que para além dessa translação, ocorre também uma alteração do declive das mesmas. Propõe-se então uma modificação no modelo, onde os parâmetros A , B e n sejam dependentes da temperatura. Para tal realizou-se uma identificação individual dos parâmetros A , B e n para todos os ensaios realizados de forma a obter as dependências dos parâmetros com a temperatura. O modelo modificado, para este material, tem a forma seguinte:

$$\sigma = (A(T) + B(T)\varepsilon^{n(T)}) \quad (52)$$

onde:

$$A(T) = -0.5618T + 240.49 \quad (53)$$

$$B(T) = -0.4301T + 220.24 \quad (54)$$

$$n(T) = -0.0008T + 0.2533 \quad (55)$$

Os gráficos resultantes da aplicação deste modelo estão representados na Figura 117. Nas linhas a cheio observam-se as curvas obtidas por este modelo e nas curvas a tracejado observam-se as curvas experimentais. É possível observar um melhor ajuste das curvas em relação ao modelo Johnson-Cook, uma vez que para além da translação já obtida, também ocorre uma ligeira alteração do declive das curvas. Verifica-se um ajuste mais próximo das curvas experimentais nas zonas iniciais e finais.

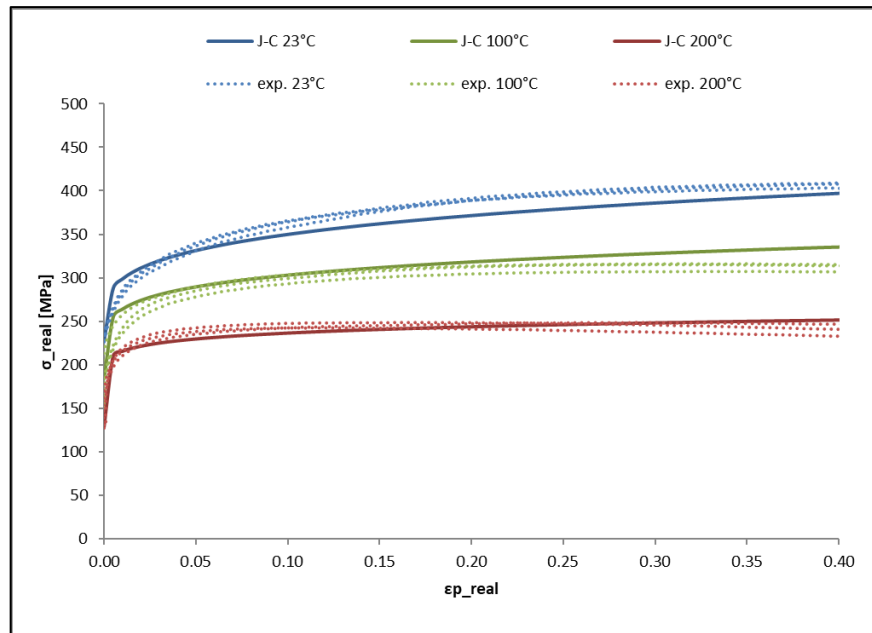


Figura 117 – Modelo constitutivo com parâmetros dependentes da temperatura

6.7 Simulação Numérica dos Ensaio de Caracterização Mecânica de Material

De forma a validar a metodologia utilizada para a caracterização da liga de alumínio assim como o modelo material apresentado nos capítulos anteriores, procedeu-se à simulação numérica através do método dos elementos finitos dos ensaios de arrombamento e fratura e corte ortogonal realizados experimentalmente. Para isso, foi utilizado o software DEFORMTM 2D de abordagem Lagrangiana implícita com o modelo de plasticidade de von Mises (J2) e encruamento isotrópico. Foi também utilizado um critério de regeneração da malha de forma a evitar uma deformação excessiva da malha de elementos finitos.

6.7.1. Ensaio Tecnológico de Arrombamento

O modelo construído para o ensaio de arrombamento é do tipo axissimétrico. Tal como no caso experimental, é constituído por 4 partes: o punção, a matriz e cerra-chapas, do tipo rígidos; e a peça ou provete, do tipo elastoplástico. Estabeleceu-se o contacto entre cada uma das partes rígidas e o provete elastoplástico, tendo sido associado um modelo de atrito de Coulomb, com um valor de atrito de 0.3. Foi gerada uma malha com tamanho variável do elemento finito, de forma que fosse mais refinada na zona onde acontece a separação do material, como é possível verificar na Figura 118.

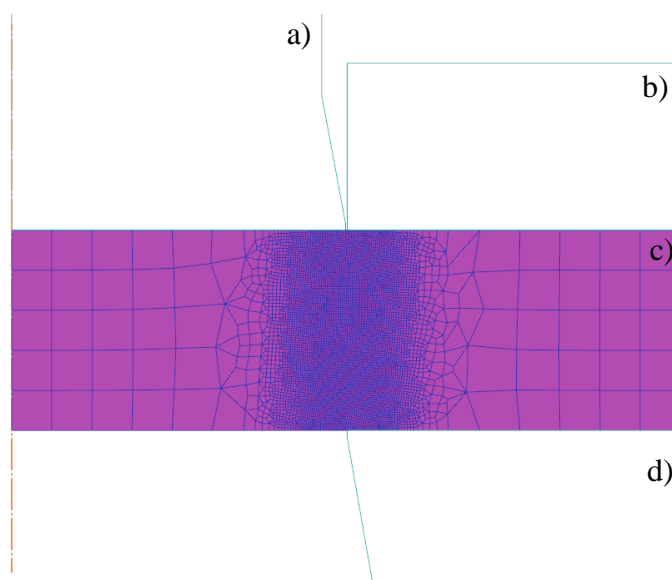


Figura 118 - Modelo numérico de arrombamento: a) punção, b) cerra-chapas, c) peça, d) matriz

Constatou-se, na Secção 6.3, que dentro do intervalo de velocidades testadas [0.01-1mm/s], não houve grande influência deste parâmetro nas curvas força-deslocamento para o ensaio de arrombamento. Tal está relacionado com o facto de se tratar de um intervalo de velocidades quasi-estático e, por isso, o aumento da resistência do material em função da taxa de deformação é desprezável. Da mesma forma, a parte térmica é também desprezável e, por isso, como modelo constitutivo do material foi utilizado o primeiro termo da equação constitutiva de Johnson-Cook. Foram realizadas duas simulações, uma para cada espessura da peça.

De forma a conseguir simular o corte associado ao processo de arrombamento (separação do material), foi seleccionado o modelo de dano Cockroft-Latham normalizado. Este modelo é definido como uma função do rácio entre a tensão principal máxima e a tensão equivalente de Von Mises, como é possível verificar na Equação (56).

$$D = \int^{\bar{\epsilon}} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} \quad (56)$$

Foi utilizado um valor crítico de dano $D = 0.3$. No decorrer da simulação e a cada incremento de step é feita uma verificação do valor de dano para cada elemento de malha consoante o modelo selecionado. Caso o valor de dano do elemento esteja acima do valor crítico estabelecido, esse elemento é apagado. A utilização deste tipo de abordagem pode ser problemática caso se utilize uma malha grosseira, uma vez que se traduz em perda de volume. No entanto, como foi já mencionado, considerou-se uma malha refinada na zona de ocorrência de corte, minimizando este tipo de perdas. Apesar de este valor ter sido obtido através de uma abordagem inversa, realizando sucessivas simulações com valores diferentes de D , existe coerência entre os modelos de 3 e 5mm, sendo o valor de dano o mesmo.

Na Figura 119 é possível comparar para uma velocidade de 0.01mm/s as curvas experimentais e numéricas obtidas para cada espessura diferente.

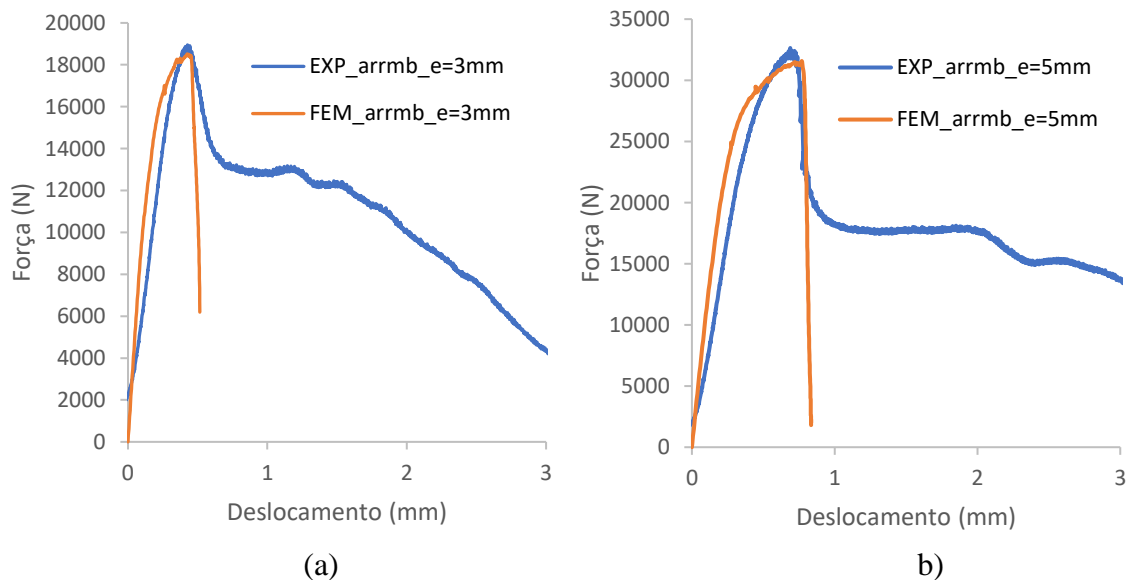


Figura 119 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos para o ensaio de arrombamento: a) espessura = 3mm; b) espessura = 5mm

É possível ver que existe uma correlação favorável no que respeita à força máxima atingida no ensaio assim como à iniciação da propagação da fenda. Para uma fase mais avançada do ensaio, onde dominam os efeitos de atrito, o modelo não consegue prever as forças atingidas, no entanto esse não era o objetivo deste trabalho de simulação. Pretende-se essencialmente prever o início de propagação de fendas de fratura e selecionar um modelo de dano adequado e calibrar o mesmo.

Relativamente às superfícies de fratura geradas na porção de material imediatamente abaixo do punção, solta aquando do fim do ensaio, identificam-se qualitativamente duas zonas: região onde predomina o corte e a região onde predomina a fratura e arranque de material. Na Figura 120 é mostrada essa divisão para uma imagem obtida através de microscopia eletrónica de varrimento.

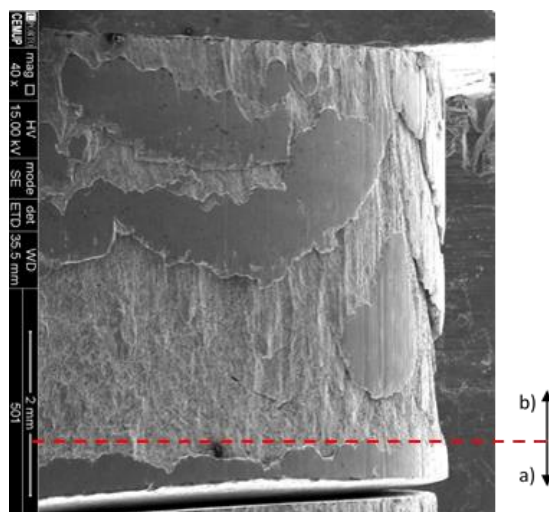


Figura 120 - Superfície de fratura com duas regiões distintas: a) região onde predomina o corte fino; b) região onde predomina a fratura/arranque de material.

É também possível numericamente identificar duas zonas distintas que poderão estar relacionadas com este tipo de divisão entre regiões diferentes, como se pode observar na Figura 121.

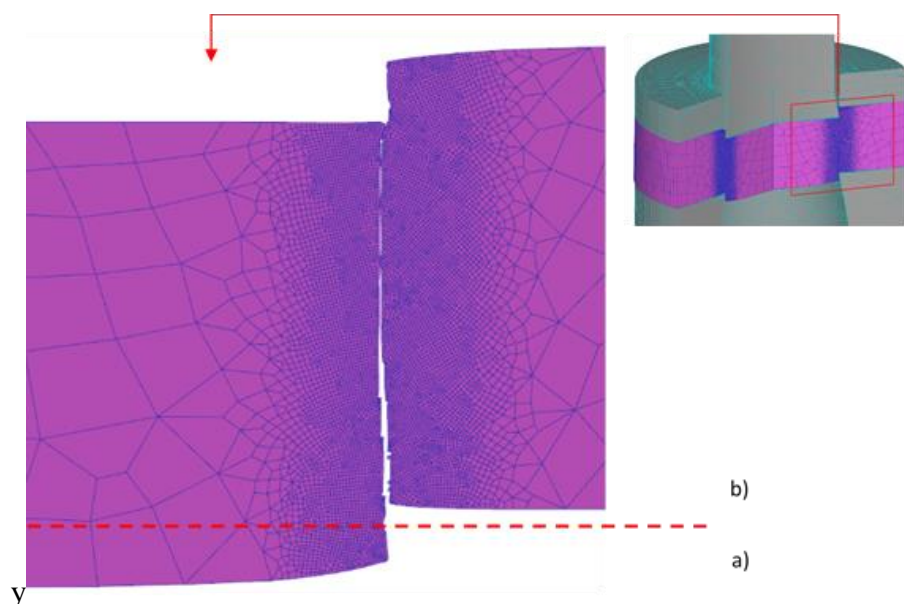


Figura 121 - Superfície de fratura obtida numericamente com duas regiões distintas: a) região onde predomina o corte fino; b) região onde predomina a fratura/arranque de material

6.7.2. Ensaio Tecnológico de Fratura

Este tipo de ensaio foi simulado utilizando uma abordagem de estado plano de tensão. Com este tipo de simulação bidimensional, os resultados são em função da dimensão perpendicular ao plano do modelo e, por isso, foram afetados da espessura do provete. O modelo é constituído por 2 partes rígidas (punção e matriz) e uma parte viscoplástica (provet de fratura). À semelhança do que foi feito para o modelo anterior, estabeleceu-se o contacto entre cada uma das partes rígidas e o provete viscoplástico, tendo sido associado um modelo de atrito de Coulomb, com um valor de atrito de 0.3. Foi também gerada uma malha com tamanho de elemento finito variável, de forma a se formar uma malha mais refinada na zona de ocorrência da fratura, tal como é possível observar na Figura 122.

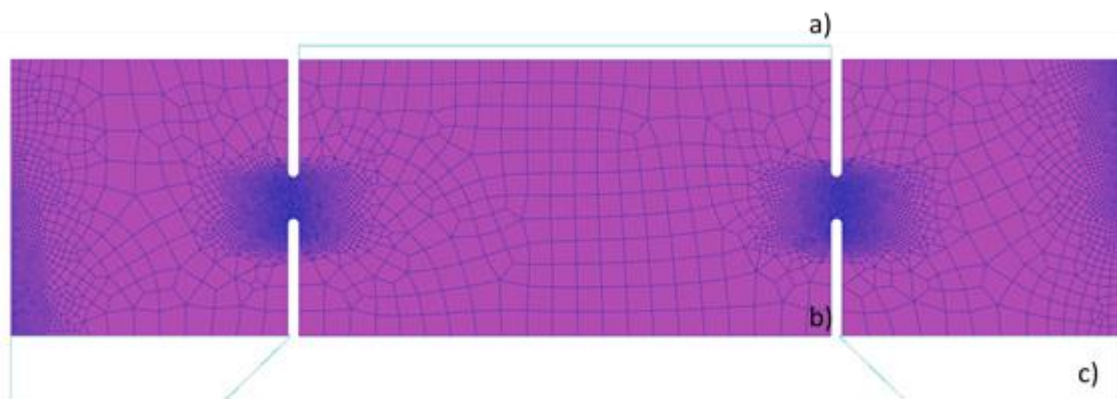


Figura 122 - Modelo numérico de arrombamento: a) punção, b) provete de fratura, c) matriz

À semelhança da simulação do ensaio anterior, os efeitos viscosos e térmicos foram desprezados, uma vez que se trata de uma velocidade quase estática de 0.01mm/s. Foram realizadas 3 simulações correspondentes ao tamanho de ligamento dos provetes: 1, 1.5 e 2mm. É de salientar que numa primeira fase, estas simulações foram realizadas apenas com um modelo constitutivo de material (sem dano). Os resultados dessas simulações estão apresentados na Figura 123.

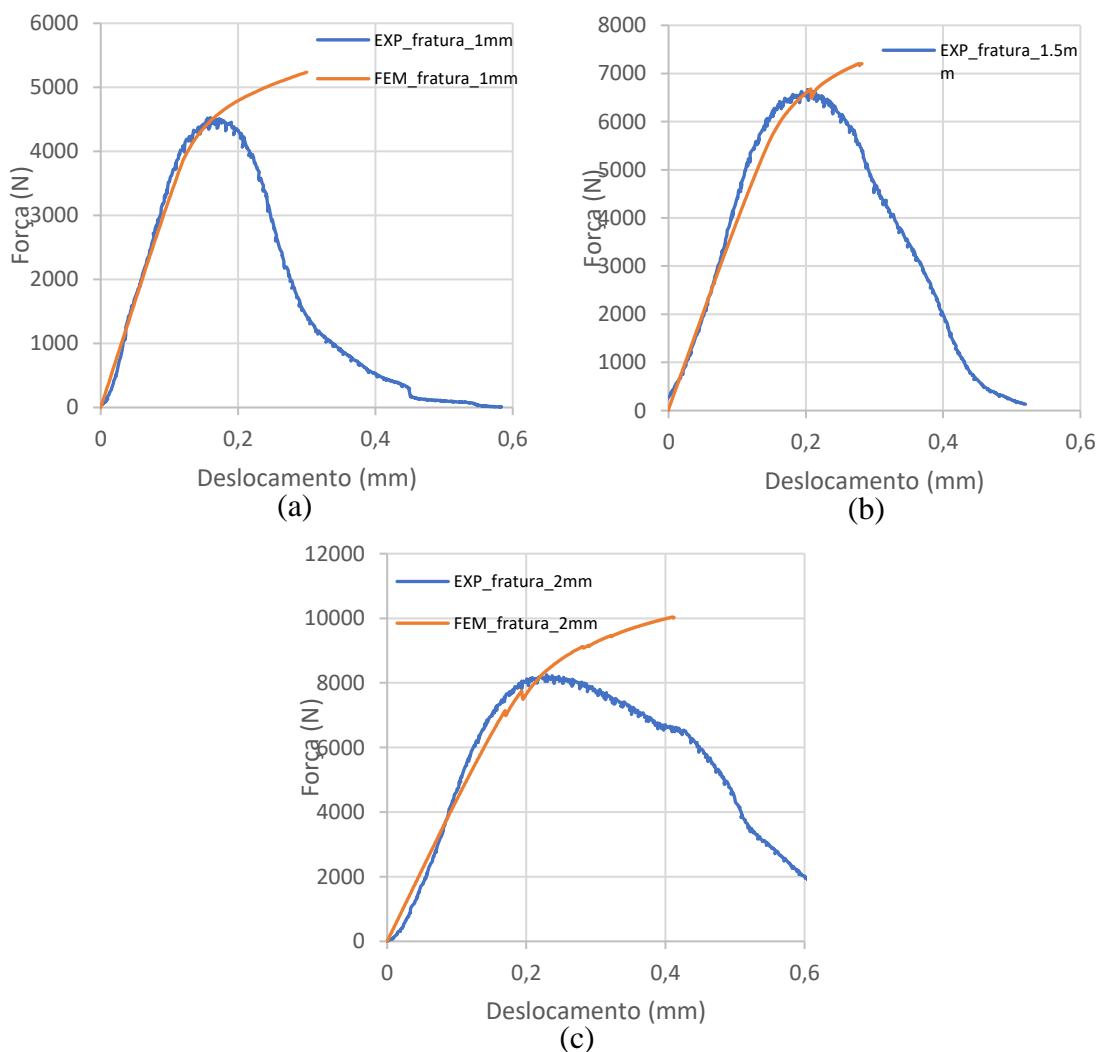


Figura 123 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos (modelo elastoplástico) para o ensaio de fratura: a) ligamento=1mm; b) ligamento=1.5mm; c) ligamento=2mm

Numa tentativa de prever o início da propagação da fenda, foi introduzido um modelo de dano calibrado iterativamente, correndo várias simulações com múltiplos valores críticos de dano de forma a entender qual o valor adequado de forma a retratar o início da fratura. Foi utilizado o modelo Cockcroft-Latham, que é definido em função da tensão máxima principal (σ_1), pela Equação (57). O valor crítico de dano (D) utilizado foi 20.

$$D = \int \sigma_1 d\bar{\epsilon} \quad (57)$$

Apesar de se tratar de uma metodologia inversa de calibração do valor crítico de dano, constata-se que para os três valores de tamanho de ligamento o mesmo valor é capaz de prever razoavelmente bem o valor máximo de força no ensaio, estando garantida a coerência deste modelo. Os resultados obtidos estão representados na Figura 124. Nestas simulações foram registadas dificuldades de convergência no pós-pico que terão de ser resolvidas em trabalhos futuros. Também será necessário investigar outros modelos de dano e procurar identificar um modelo de dano que seja consistente na previsão quer dos ensaios de arrombamento quer de fratura. Com o modelo de plasticidade e dano previamente identificados pretende-se simular os ensaios de corte ortogonal realizados neste estudo com vista à identificação do termo viscoso da relação de Johnson-Cook. Finalmente, o modelo identificado pretende-se aplicar na simulação do torneamento cilíndrico.

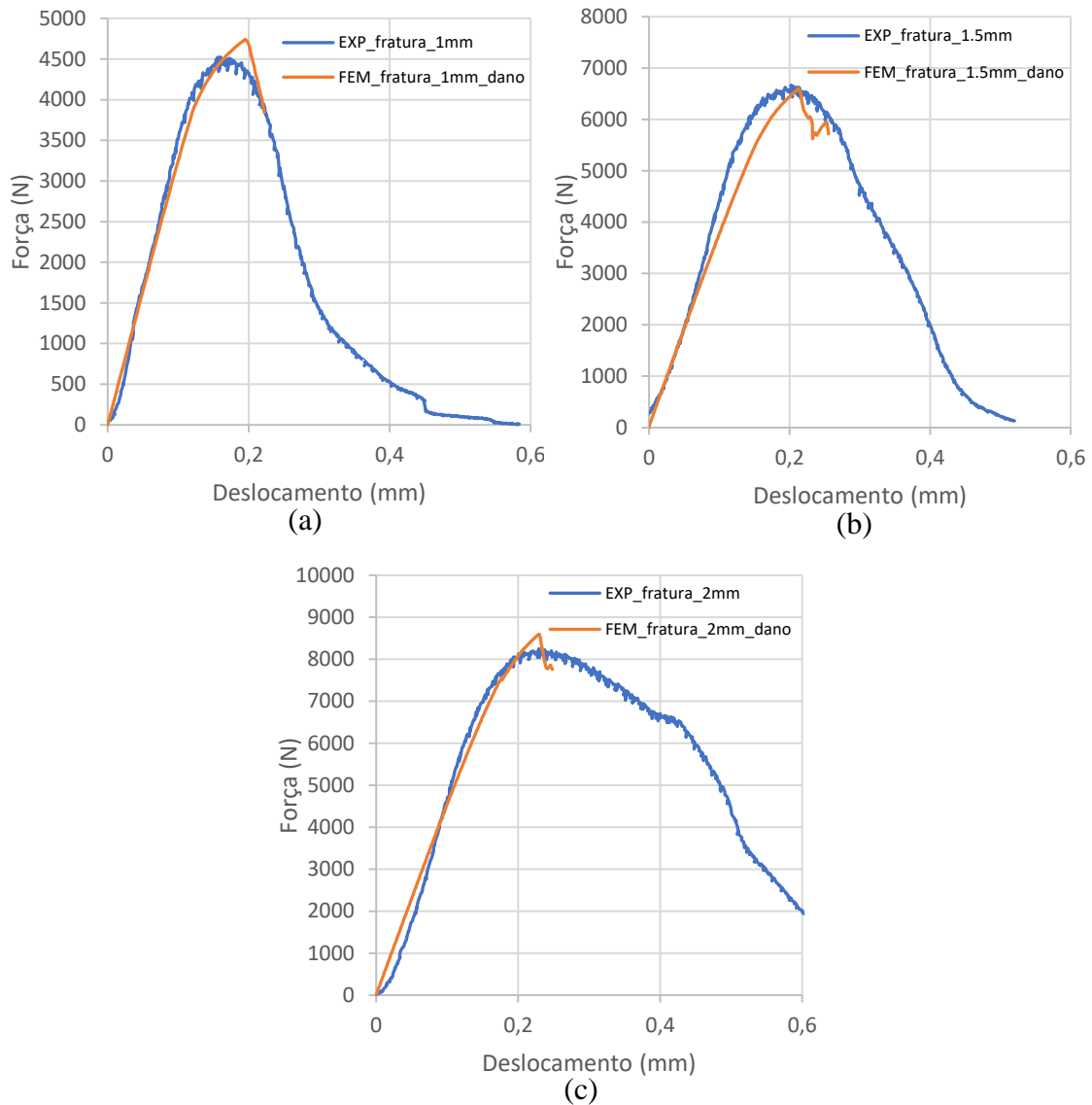


Figura 124 - Comparação entre os resultados experimentais e numéricos (com dano) para o ensaio de fratura: a) ligamento=1mm; b) ligamento=1.5mm; c) ligamento=2mm

6.7.3. Ensaio Tecnológico de Corte Ortogonal

No intuito de validar o modelo constitutivo material proposto, procedeu-se à simulação das operações de corte ortogonal conduzidas experimentalmente nesta tese. Ao contrário dos ensaios mencionados de arrombamento e de fratura, o efeito viscoso e de temperatura não podem ser desprezados. Tendo já sido determinado o parâmetro relativo ao efeito do amaciamento da temperatura no capítulo 6.6, resta apenas identificar o parâmetro C da equação constitutiva de Johnson-Cook, relativo ao efeito viscoso do material. Os ensaios conduzidos a elevadas velocidades pelo professor Pedro Rosa, com recurso a uma nova metodologia de caracterização direta do material a elevadas taxas de deformação, permitiram a identificação deste parâmetro. Esta metodologia simplificada e de baixo custo consiste na execução de ensaios de compressão incrementais, ou interrompidos [70], permitiu a obtenção das curvas tensão-extensão, apresentadas na Figura 125, para três gamas de velocidade distintas.

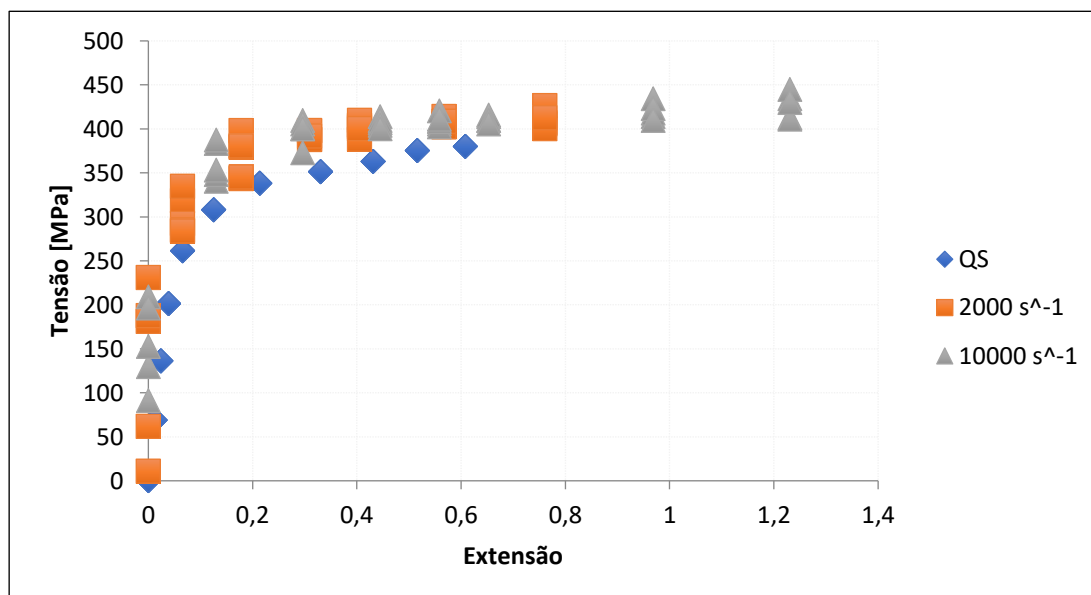


Figura 125 – Caracterização direta da liga AlSi9Cu3 por meio de ensaios de compressão incrementais

É, no entanto, de salientar que a variabilidade da resistência do material é de grande importância nesta liga. Originários de outro vazamento que não o conduzido nesta tese, os provetes de compressão utilizados pelo professor Pedro Rosa, apresentam resistência mecânica distinta, tal como é possível verificar na Figura 126, onde estão apresentadas as curvas tensão-extensão para dois ensaios de compressão de provetes originários de vazamentos distintos, um deles feito no decorrer desta tese, outro de trabalhos anteriores.

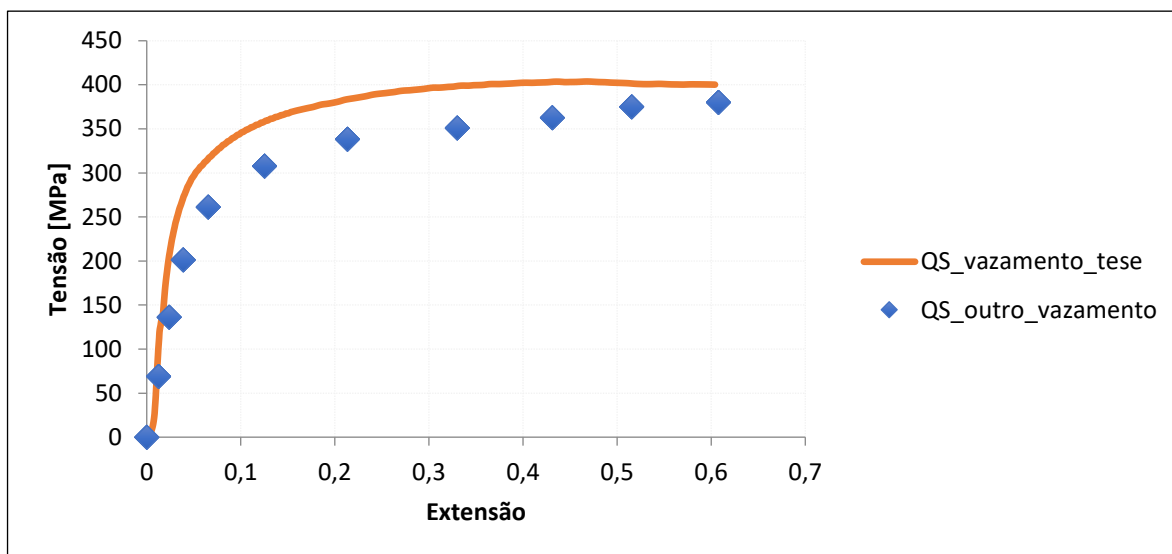


Figura 126 – Curvas Tensão-Extensão obtidas a partir de ensaio de compressão a velocidade quase-estática para material originário de vazamentos distintos

De forma a combater a variabilidade desta liga, e tendo em conta que o efeito viscoplástico se traduz num termo multiplicativo na equação constitutiva do material de Johnson-Cook, adotou-se a metodologia seguinte para obtenção do parâmetro C:

1. Avaliar o aumento de resistência relativo ao efeito viscoso do material entre as curvas do ensaio de compressão a velocidade quase-estática e $10000s^{-1}$ conduzidos pelo professor Pedro Rosa (Figura 125);
2. Utilizar a estimativa feita em 1 para prever o aumento de resistência do material no ensaio de compressão conduzido no âmbito desta tese de mestrado;
3. Identificação de um parâmetro C relativo ao termo viscoplástico do modelo constitutivo material J-C capaz de representar esse aumento de resistência.
4. Simulação numérica do ensaio de corte ortogonal e validação do modelo obtido, incluindo o parâmetro viscoso, C.

Relativamente à alínea 1 desta metodologia, determinaram-se as equações logarítmicas para as dispersões de pontos da Figura 125 (quase-estática e $10000s^{-1}$). Tal como é possível observar na Figura 127, considerou-se um intervalo de extensões entre 0,05 e 0,6. A diferença entre as duas funções logarítmicas para cada valor de extensão entre 0,05 e 0,6 está apresentada na Tabela 20, assim como o valor médio destes valores, que foi tomado como um valor exemplificativo do aumento de resistência, para o caso considerado.

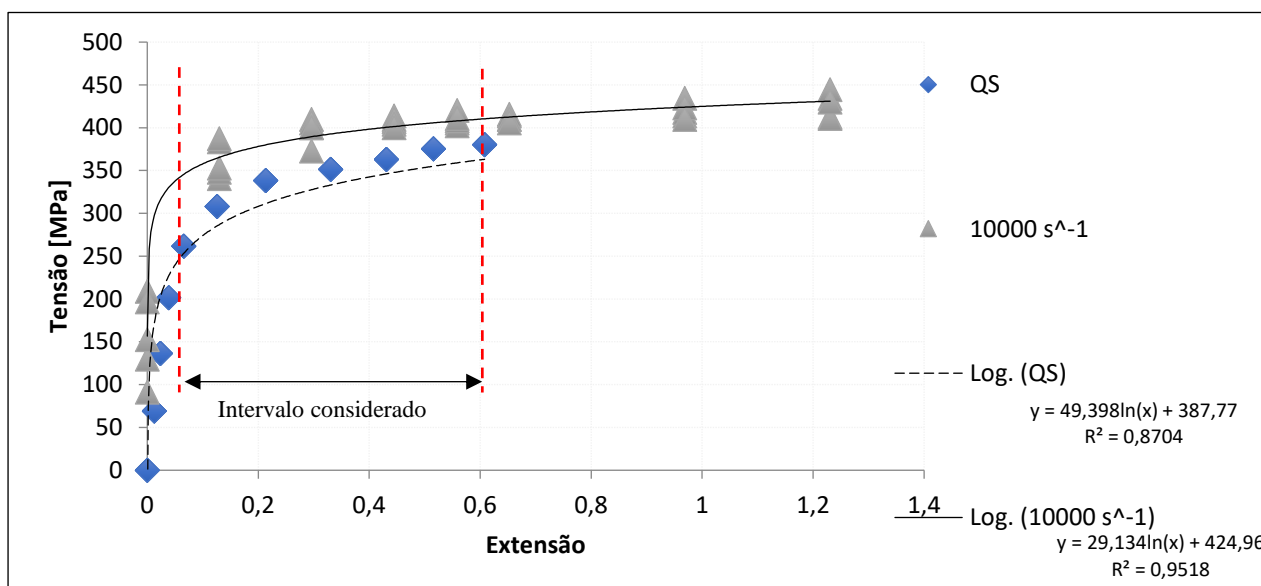


Figura 127 – Intervalo considerado para estimativa de aumento da resistência devido a efeitos viscosos entre taxas de deformação quase-estáticas e 10^4 s^{-1} (em ensaio de compressão).

Tabela 20 – Diferença entre funções logarítmicas representativas das curvas tensão-extensão para ensaios de compressão quase-estáticos e 10^4 s^{-1} .

Extensão	Logarítmica (Q.S)	Logarítmica (10000s^{-1})	Logarítmica (10000s^{-1}) – Logarítmica(Q.S)
0.05	239.8	337.7	97.9
0.1	274.0	357.9	83.8
0.2	308.3	378.1	69.8
0.3	328.3	389.9	61.6
0.4	342.5	398.3	55.8
0.5	353.5	404.8	51.2
0.6	362.5	410.1	47.5
Média:			66.8 MPa

Segundo a análise efetuada, baseada nos ensaios de compressão a taxas de deformação elevada, verifica-se um aumento médio na resistência do material de cerca de 70 MPa,

Com o objetivo de estimar um valor para o parâmetro C da equação constitutiva de Johnson-Cook que vem a ser construída nesta tese com base nos ensaios de compressão realizados, foi tido em conta o valor estimado de aumento de resistência de material para construir as curvas de escoamento do modelo. Desta forma, obteve-se um valor de c para que dentro do intervalo considerado, o aumento de resistência de ensaios quase-estáticos para 10^4s^{-1} fosse semelhante a 70MPa. O valor de c utilizado para tal efeito é de 0,01. Na Figura 128 são apresentadas as curvas para os valores de taxa de deformação já mencionados, tendo em conta o aumento de resistência estimado.

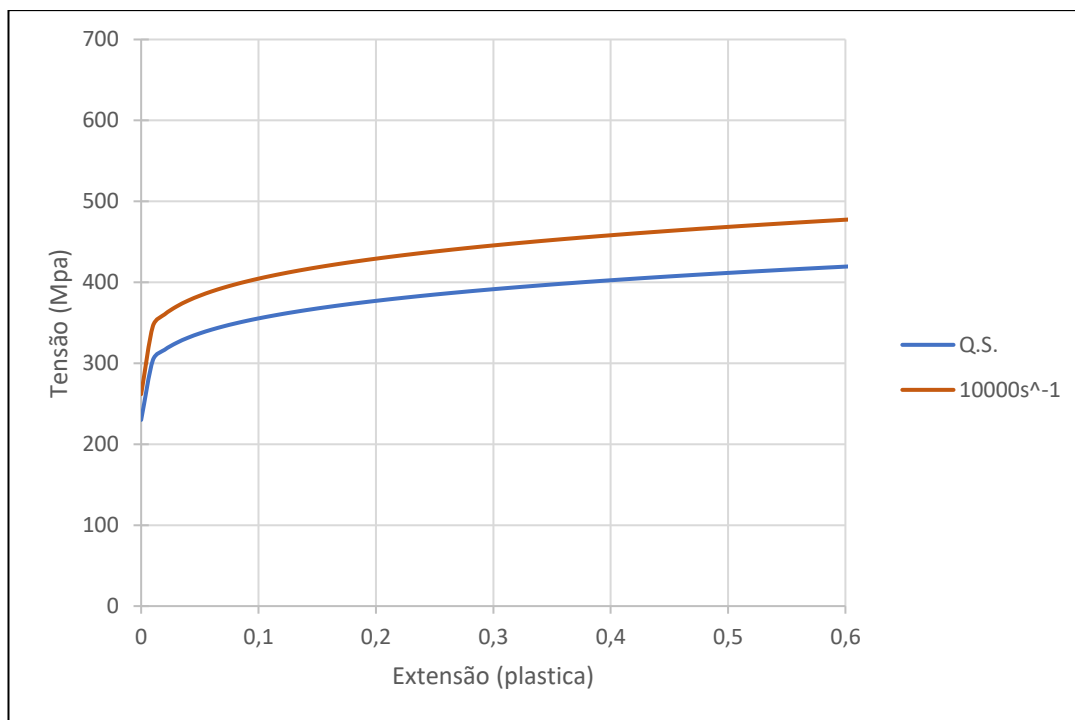


Figura 128 – Curvas de escoamento material J-C a duas distintas taxas de deformação (Q.S. e 10^4)

Assim, estando o modelo material completamente definido, passou-se à fase seguinte, relativa à simulação da operação de corte ortogonal. Para isso foi novamente utilizado o software comercial DEFORM 2D, de abordagem Lagrangiana implícita. O modelo numérico, constituído por uma ferramenta e uma peça, encontra-se descrito na Figura 129. Foram atribuídos os materiais Diamante Policristalino e AlSi9Cu3, respetivamente, tendo sido cobertos os mesmos parâmetros de corte do ensaio experimental. O coeficiente de atrito utilizado foi o valor padrão de 0,8. Os detalhes da simulação encontram-se especificados na Tabela 21

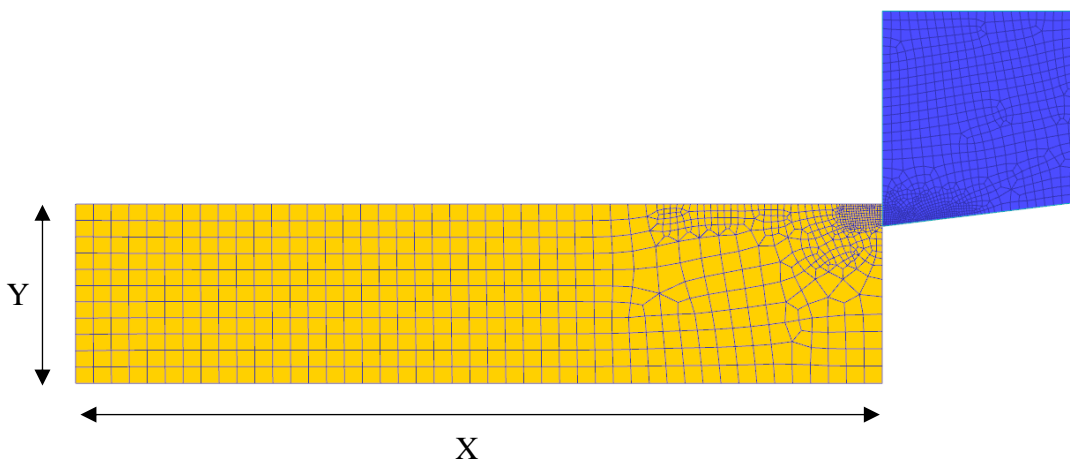


Figura 129 – Modelo numérico de corte ortogonal

Tabela 21 – Parâmetros de corte e de simulação de corte ortogonal

	Simulation		1	2	3	4	5	6
Process	Cutting speed, v_c (m/min)		406	406	406	203	203	203
	Uncut chip thickness, t (mm)		0.25	0.14	0.05	0.25	0.14	0.05
	Uncut chip thickness, t (mm)		2.25	2.25	1.125	2.25	2.25	1.125
Workpiece	Mesh	Elements number	869	1069	1224	869	1069	1224
		Nodes number	950	1161	1327	950	1161	1327
	Dimensions (XxY)		9x2	9x2	4.5x1	9x2	9x2	4.5x1

No que respeita à obtenção das forças de corte numéricas, e como é possível observar na Figura 130, foi apenas considerada a média das forças a partir do valor temporal de 0,4ms, para o caso apresentado. Tal prende-se com o facto de que antes de se atingir este ponto, a apara ainda se está a formar, traduzindo-se num aumento de força de corte para a ferramenta. A partir do momento em que a geometria da apara alcança um regime transiente, os esforços de corte tendem a manterem-se constantes.

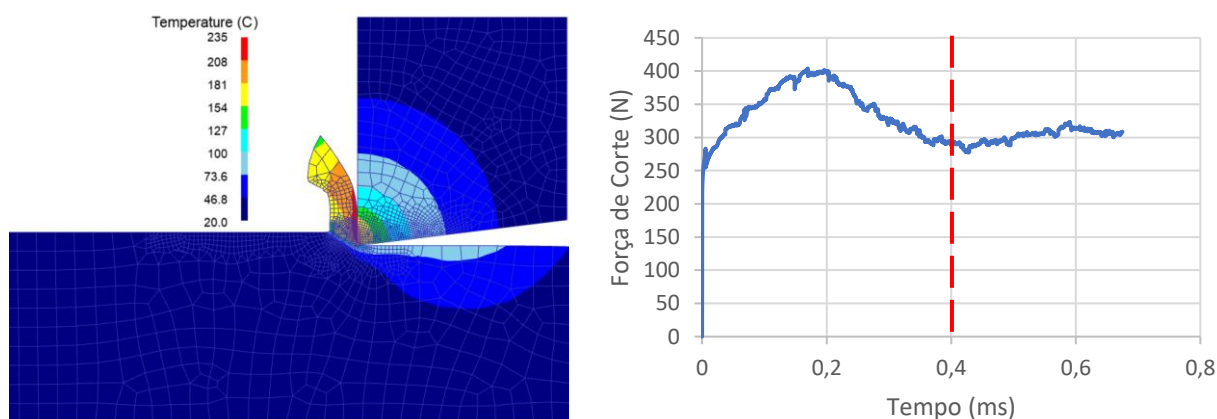


Figura 130 – Modelo de corte ortogonal com velocidade de 203m/min e espessura de apara não deformada de 0.14: (a) Campo de temperatura; (b) Forças de corte.

As forças de corte numéricas e experimentais apresentam uma boa correlação o que permite validar o modelo constitutivo de material sugerido, tal como é possível observar no gráfico da Figura 131.

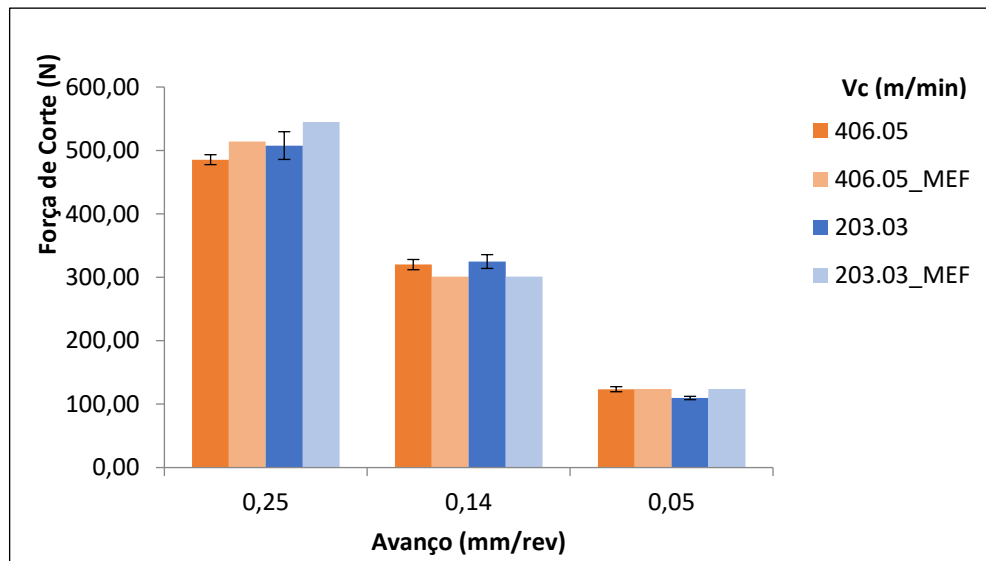


Figura 131 – Forças de corte resultantes do ensaio de corte ortogonal para parâmetros de corte distintos.

7 Conclusões e Perspetivas de Trabalho Futuro

7.1 Conclusões

Com a realização desta dissertação foi possível a caracterização do comportamento da liga AlSi9Cu3 em condições de maquinagem através da realização de vários ensaios mecânicos e tecnológicos representativos destas condições, da identificação dos parâmetros do modelo constitutivo Johnson-Cook para este material e da simulação por métodos numéricos dos ensaios realizados. Os ensaios experimentais permitiram compreender o efeito dos vários parâmetros de ensaio nas diversas respostas em termos de esforços ao longo do tempo ou esforços em função da deformabilidade dos provetes. A identificação dos parâmetros do modelo constitutivo resultou num correto ajuste às curvas de escoamento obtidas experimentalmente para as várias condições ensaiadas. A simulação dos ensaios por métodos numéricos recorrendo ao *software* DEFORMTM 2D resultou numa boa correlação com as curvas força-deslocamento obtidas experimentalmente.

Os ensaios de compressão, que foram realizados com excelente repetibilidade, permitiram a obtenção da curva de escoamento do material à temperatura ambiente, a 100 °C e a 200 °C. Concluiu-se que o aumento da temperatura provoca no material uma diminuição da sua resistência, através de um efeito de amaciamento do material, levando a um deslocamento vertical descendente da curva de escoamento. Este ensaio permitiu a obtenção dos parâmetros elastoplásticos e térmico da equação de Johnson-Cook.

O ensaio de corte ortogonal permitiu, para além da obtenção do coeficiente de atrito, conhecer a influência do avanço e velocidade de corte nos esforços de maquinagem. Concluiu-se que a força de corte (F_c) é a componente principal dos esforços de corte ortogonal. A velocidade de corte não influenciou de forma relevante os esforços de maquinagem, enquanto o aumento do avanço levou a um aumento quer da força de corte (F_c) como da força de avanço (F_a). O valor obtido para o coeficiente de atrito para este material variou entre 0,47 e 0,63. A pouca insensibilidade dos esforços à velocidade de corte é indiciador de pouca sensibilidade do material às taxas de deformação na gama de valores correspondentes aos ensaios de corte ortogonal.

O ensaio de arrombamento permitiu avaliar o efeito da espessura de material a cortar e da velocidade na resistência do material ao corte. Foi obtida a evolução da força aplicada em função do deslocamento do punção para os vários ensaios realizados, concluindo que a gama de velocidades utilizadas (gama disponível no equipamento servohidráulico) não influencia os esforços calculados, enquanto um aumento da espessura dos provetes leva a um aumento da força necessária para o punção provocar o corte de material. A análise das superfícies do material retirado pelo punção nestes ensaios permitiu verificar a existência de uma zona de corte liso e uma zona de fratura de material.

O ensaio de fratura permitiu avaliar a resistência do material à fratura para diferentes tamanhos do ligamento do provete. Para os vários ensaios realizados foi obtida a evolução da força aplicada pelo punção em função do seu deslocamento. Concluiu-se que o aumento do tamanho do ligamento do provete resultou num aumento dos esforços aplicados pelo punção. O valor obtido para resistência do material à fratura foi de $17,56 \times 10^{-3} \text{ J/mm}^2$. A CDI

permitiu concluir que a propagação da fenda não ocorre de forma linear nem paralela ao deslocamento do punção. Concluiu-se também que a iniciação de fenda não deverá ocorrer para o ponto de força máxima mas sim para um ponto posterior do ensaio.

O ensaio de torneamento permitiu inferir acerca da influência dos vários parâmetros de corte nos esforços de maquinagem e na qualidade superficial das peças obtidas. Tal como no ensaio de corte ortogonal concluiu-se que a principal componente das forças de maquinagem é a força de corte (F_c), seguida da força de avanço (F_a) e da força de penetramento (F_p). Mais uma vez se verificou que a velocidade de corte não influencia de forma relevante os esforços de maquinagem, ao contrário do que acontece com o avanço. Aumentos no avanço resultam em aumentos nos esforços de maquinagem. O aumento do penetramento influencia igualmente os esforços de maquinagem levando ao seu aumento. O acabamento superficial é afetado principalmente pelo avanço e pela velocidade de corte. Um aumento da velocidade de corte melhora a qualidade das superfícies obtidas. O mesmo sucede com a diminuição do avanço. Os ensaios mecânicos e tecnológicos realizados permitiram concluir que a quantidade de material a remover (avanço e penetramento) é o principal fator de influência nos esforços de maquinagem. A velocidade de corte, por sua vez, não influenciou de forma relevante este aspeto.

A identificação dos parâmetros elastoplásticos e térmico da equação Johnson-Cook, por ajuste às curvas de escoamento experimentais através de análise inversa, permitiu a sua implementação em simulações por métodos numéricos. Os parâmetros obtidos foram: $A=230$, $B=213,6$, $n=0,229$ e $m=0,9$. A possibilidade de propor uma lei de escoamento com acoplamento entre encruamento e temperatura mostrou-se ser uma proposta mais adequada para previsão da resposta do material.

As simulações dos ensaios de arrombamento e fratura realizadas resultaram num bom ajuste às curvas obtidas experimentalmente, nomeadamente no que se refere à previsão das forças máximas, quer ao momento em que ocorre fratura do material. Para isto foi introduzido e calibrado de forma iterativa um modelo de dano resultando numa boa previsão dos ensaios experimentais.

As simulações de corte ortogonal permitiram obter o parâmetro viscoso do modelo constitutivo, $c = 0,01$, e apresentaram uma boa relação com os resultados experimentais, no que diz respeito aos esforços de maquinagem.

7.2 Perspetivas de Trabalhos Futuros

Durante a realização desta dissertação foram obtidos vários resultados e conclusões importantes no que diz respeito à caracterização da liga AlSi9Cu3. No entanto, e apesar da elevada extensão deste trabalho, deve ser realizado trabalho adicional de forma a compreender e caracterizar totalmente o comportamento deste material. Serão de seguida apresentadas algumas sugestões de trabalhos futuros.

A utilização de correlação digital de imagem nos ensaios quasi-estáticos restantes, nomeadamente o ensaio de compressão e de arrombamento, constitui uma ferramenta interessante de forma a estudar os campos de deslocamentos e extensões nos provetes e poder comparar os resultados com as simulações numéricas respetivas.

É necessária a caracterização do material a altas taxas de deformação, através de ensaios utilizando, por exemplo, uma barra de Hopkinson, com vista à obtenção do parâmetro viscoso do modelo constitutivo e sua calibração e implementação e em simulações por métodos numéricos, nomeadamente na simulação dos ensaios de corte ortogonal e de torneamento cilíndrico. Com este processo pretende-se verificar a consistência da lei de escoamento em condições de simulação de processos de maquinagem.

Será interessante um estudo mais aprofundado ao nível da microestrutura do material com vista à utilização de modelos constitutivos que tenham em conta efeitos microestruturais. Em particular é importante perceber se o processo de corte é responsável por transformações metalúrgicas que condicionem as propriedades viscoplásticas dos materiais, em particular da apara. De forma a caracterizar de forma mais completa o comportamento do material em condições de maquinagem é de elevado interesse o estudo das aparas, ao nível da sua geometria e microestrutura, resultantes dos processos de corte, e sua obtenção por via de simulações numéricas. De forma a melhor compreender o fenómeno de formação de apara seria interessante a realização de ensaios de maquinagem recorrendo à aplicação de câmaras de alta velocidade.

A utilização de modelos que tenham em conta a triaxialidade do estado de tensões poderá de igual forma auxiliar numa melhor caracterização do material. Poderá ser realizado um estudo aos efeitos de atrito entre ferramenta e peça a maquinar, através da realização de ensaios tribológicos de forma a implementar um modelo de atrito ao nível das simulações por métodos numéricos. É necessária a realização de um levantamento de modelos de dano e sua implementação e calibração nas simulações numéricas dos ensaios experimentais. Este trabalho embora tenha sido iniciado carece de desenvolvimento pois os resultados apresentados são considerados preliminares.

A realização de ensaios de maquinagem adicionais tais como furação e fresagem e sua simulação numérica resultarão numa validação mais completa do modelo do material em questão.

Referências

1. Abushawashi, Y.M., *Modeling of metal cutting as purposeful fracture of work material*. 2013: Michigan State University.
2. Markopoulos, A.P., *Finite Element Method in Machining Processes*. 2012: Springer London.
3. Outeiro, J.C., *Numerical Simulation of Metal Cutting Processes*. Laboratoire Bourguignon des Matériaux et Procédés, 2017.
4. Budd, G., *Resources and Production of Aluminium*. 1999, European Aluminium Association: Birmingham.
5. Davis, J.R., *Aluminum and aluminum alloys*. ASM Specialty Handbook. 1993.
6. Groover, M.P., *Fundamentals of Modern Manufacturing - Materials, Processes, and Systems*. 4th ed. 1996: Wiley.
7. Santos, M.C., et al., *Machining of aluminum alloys: a review*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016. **86**(9-12): p. 3067-3080.
8. Soares, R., *Estudos de Maquinabilidade da Liga AlSi9Cu3 Recorrendo a Ferramentas PCD com Quebra-Aparas*, in *Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica*. 2016, Universidade do Porto: Faculdade de Engenharia.
9. Limited, G.D., *CES Edupack, EN AC-46000, Die Cast F*. 2016.
10. Kaufman, J.G., *Introduction to aluminum alloys and tempers*. 2000: ASM international.
11. Kaufman, J.G. and E.L. Rooy, *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications*. 2004: Asm International.
12. da Silva, T.F., et al., *Simulation Studies of Turning of Aluminium Cast Alloy Using PCD Tools*. Procedia CIRP, 2017. **58**: p. 555-560.
13. Química, I.P.d., *Alumínio e ligas de alumínio. Produtos vazados. Composição química e características mecânicas*, in *Norma Portuguesa NP EN 1706 2000*. 2001, IPQ: Caparica.
14. Murray, J. and A. McAlister, *The Al-Si (aluminum-silicon) system*. Journal of Phase Equilibria, 1984. **5**(1): p. 74-84.
15. Panušková, M., E. Tillová, and M. Chalupová, *Relation between mechanical properties and microstructure of cast aluminum alloy AlSi9Cu3*. Strength of Materials, 2008. **40**(1): p. 98-101.
16. Silva, C.M., et al., *An electromagnetic testing machine for determining fracture toughness under different loading rate and superimposed pressure*. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, 2014. **49**(6): p. 437-444.
17. Silva, T.E.F., *Numerical Simulation of Metal Cutting Processes Based on DEFORMTM software*, in *Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica*. 2016, Universidade do Porto: Faculdade de Engenharia.
18. Dodd, B., *Adiabatic shear localization: occurrence, theories, and applications*. 1992: Pergamon Press.
19. Hambli, R. and M. Reszka, *Fracture criteria identification using an inverse technique method and blanking experiment*. International journal of mechanical sciences, 2002. **44**(7): p. 1349-1361.

20. Dodd, B. and Y. Bai, *Adiabatic shear localization: frontiers and advances*. 2012: Elsevier.
21. Dowling, A.R., Harding, J. and Campbell, J. D, *The dynamic punching of metals*. Journal of Institute of Metals, 1970. **98**: p. 215-224.
22. Moss, G.L., *Shear strains, strain rates and temperature changes in adiabatic shear bands*. 1980, ARMY BALLISTIC RESEARCH LAB ABERDEEN PROVING GROUND MD.
23. Meyers, M., *Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals: concepts and applications*. 2012: Springer Science & Business Media.
24. Zurek, A.K., *The study of adiabatic shear band instability in a pearlitic 4340 steel using a dynamic punch test*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994. **25**(11): p. 2483-2489.
25. Roessig, K. and J. Mason, *Adiabatic shear localization in the dynamic punch test, part I: experimental investigation*. International Journal of Plasticity, 1999. **15**(3): p. 241-262.
26. Rytberg, K., et al., *Microstructural evolution during fracture induced by high strain rate deformation of 100Cr6 steel*. journal of materials processing technology, 2009. **209**(7): p. 3325-3334.
27. Atkins, A. *Ductile shear fracture mechanics*. in *Key Engineering Materials*. 2000. Trans Tech Publ.
28. Campbell, J. and W. Ferguson, *The temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel*. Philosophical Magazine, 1970. **21**(169): p. 63-82.
29. Harding, J. and J. Huddart, *The use of the double-notch shear test in determining the mechanical properties of uranium at very high rates of strain*, in *Mechanical properties at high rates of strain*, 1979. 1980.
30. Klepaczko, J., *An experimental technique for shear testing at high and very high strain rates. The case of a mild steel*. International Journal of Impact Engineering, 1994. **15**(1): p. 25-39.
31. Olson, G.B., J.F. Mescall, and M. Azrin, *Adiabatic deformation and strain localization*. 1982, ARMY MATERIALS AND MECHANICS RESEARCH CENTER WATERTOWN MA.
32. Davim, J.P., *Princípios da maquinagem*. 1995.
33. Hopkinson, B., *A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets*. Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character, 1914. **213**: p. 437-456.
34. Kolsky, H., *An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading*. Proceedings of the Physical Society. Section B, 1949. **62**(11): p. 676.
35. Zhao, H., G. Gary, and J.R. Klepaczko, *On the use of a viscoelastic split Hopkinson pressure bar*. International Journal of Impact Engineering, 1997. **19**(4): p. 319-330.
36. Pires, T.L.M.C.A., *Barra de Pressão de Hopkinson*. 2016.
37. Sharpe, W.N., *Springer handbook of experimental solid mechanics*. 2008: Springer Science & Business Media.
38. Burns, T.J., et al., *Recent results from the NIST pulse-heated Kolsky bar*. Proceedings of the 2007 Society for Experimental Mechanics, 2007.
39. Chandrasekaran, H., R. M'saoubi, and H. Chazal, *Modelling of material flow stress in chip formation process from orthogonal milling and split Hopkinson bar tests*. Machine Science and Technology, 2005. **9**(1): p. 131-145.
40. Özel, T. and D. Ulutan, *Prediction of machining induced residual stresses in turning of titanium and nickel based alloys with experiments and finite element simulations*. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2012. **61**(1): p. 547-550.

41. Arrazola, P., et al., *Recent advances in modelling of metal machining processes*. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2013. **62**(2): p. 695-718.
42. Silva, A.L.L., et al., *Combined analytical-numerical methodologies for the evaluation of mixed-mode (I+II) fatigue crack growth rates in structural steels*. Engineering Fracture Mechanics, 2017.
43. Xavier, J., J.C.R. Pereira, and A.M.P. De Jesus, *Characterisation of steel components under monotonic loading by means of image-based methods*. Optics and Lasers in Engineering, 2014. **53**: p. 142-151.
44. Bai, Y. and T. Wierzbicki, *A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence*. International journal of plasticity, 2008. **24**(6): p. 1071-1096.
45. Yameogo, D., et al., *Prediction of the Cutting Forces and Chip Morphology When Machining the Ti6Al4V Alloy Using a Microstructural Coupled Model*. Procedia CIRP, 2017. **58**: p. 335-340.
46. Denguir, L., et al., *Friction Model for Tool/Work Material Contact Applied to Surface Integrity Prediction in Orthogonal Cutting Simulation*. Procedia CIRP, 2017. **58**: p. 578-583.
47. Hollomon, J.H., *Tensile Deformation*. Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 1945. **162**: p. 268-290.
48. Bariani, P., T. Dal Negro, and S. Bruschi, *Testing and modelling of material response to deformation in bulk metal forming*. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2004. **53**(2): p. 573-595.
49. Dixit, U., S. Joshi, and J. Davim, *Incorporation of material behavior in modeling of metal forming and machining processes: a review*. Materials & Design, 2011. **32**(7): p. 3655-3670.
50. Ludwik, P., *Elemente der technologischen Mechanik*. 2013: Springer-Verlag.
51. Dixit, P.M. and U.S. Dixit, *Modeling of metal forming and machining processes: by finite element and soft computing methods*. 2008: Springer Science & Business Media.
52. Ozel, T. and Y. Karpaz, *Identification of constitutive material model parameters for high-strain rate metal cutting conditions using evolutionary computational algorithms*. Materials and Manufacturing Processes, 2007. **22**(5-6): p. 659-667.
53. Maekawa, K., T. Shirakashi, and E. Usui, *Flow stress of low carbon steel at high temperature and strain rate (part 2)*. Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering, 1983. **17**(3): p. 167-172.
54. Usui, E., K. Maekawa, and T. Shirakashi, *Simulation Analysis of Built-up Edge Formation in Machining of Low-Carbon Steel*. Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering, 1981. **15**(4): p. 237-242.
55. Özel, T. and T. Altan, *Determination of workpiece flow stress and friction at the chip-tool contact for high-speed cutting*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2000. **40**(1): p. 133-152.
56. Johnson, G.R. and W.H. Cook. *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*. in *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. 1983. The Hague, The Netherlands.
57. Calamaz, M., D. Coupard, and F. Girot, *A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti-6Al-4V*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2008. **48**(3): p. 275-288.
58. Calamaz, M., D. Coupard, and F. Girot, *Numerical simulation of titanium alloy dry machining with a strain softening constitutive law*. Machining Science and Technology, 2010. **14**(2): p. 244-257.
59. Sima, M. and T. Özel, *Modified material constitutive models for serrated chip formation simulations and experimental validation in machining of titanium alloy Ti-6Al-4V*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2010. **50**(11): p. 943-960.

60. Zerilli, F.J. and R.W. Armstrong, *Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations*. Journal of Applied Physics, 1987. **61**(5): p. 1816-1825.
61. Abed, F.H. and G.Z. Voyiadjis, *A consistent modified Zerilli-Armstrong flow stress model for BCC and FCC metals for elevated temperatures*. Acta mechanica, 2005. **175**(1): p. 1-18.
62. Samantaray, D., S. Mandal, and A. Bhaduri, *A comparative study on Johnson Cook, modified Zerilli–Armstrong and Arrhenius-type constitutive models to predict elevated temperature flow behaviour in modified 9Cr–1Mo steel*. Computational Materials Science, 2009. **47**(2): p. 568-576.
63. Klocke, F., et al., *From orthogonal cutting experiments towards easy-to-implement and accurate flow stress data*. Materials and Manufacturing Processes, 2013. **28**(11): p. 1222-1227.
64. Sekar, K.V. and M.P. Kumar, *Optimising flow stress input for machining simulations using Taguchi methodology*. International Journal of Simulation Modelling, 2012. **11**(1): p. 17-29.
65. Li, J.G. and J.D. Cao. *Study on Calibration for Parameters of Johnson-Cook Constitutive Equation*. in *Advanced Materials Research*. 2011. Trans Tech Publ.
66. Klocke, F., D. Lung, and S. Buchkremer, *Inverse identification of the constitutive equation of Inconel 718 and AISI 1045 from FE machining simulations*. Procedia CIRP, 2013. **8**: p. 212-217.
67. MAPAL, *Catálogo de Ferramentas para Torneamento*, -.M.D.K. KG, Editor. 2017.
68. CEMUP. *Unidade de Imagem, Microestrutura e Microanálise - IMICROS*. Available from: http://www.cemup.up.pt/webcemup/IMICROS/IMICROS_lab/IMICROS_lmev.htm.
69. Xavier, J., et al., *Measuring mode I cohesive law of wood bonded joints based on digital image correlation and fibre Bragg grating sensors*. Composite Structures, 2015. **121**: p. 83-89.
70. dos Santos, T., et al., *A New Methodology for Evaluation of Mechanical Properties of Materials at Very High Rates of Loading*. Procedia CIRP, 2017. **58**: p. 481-486.

ANEXO A: Desenhos de definição de provetes e ferramentas para ensaio de fratura

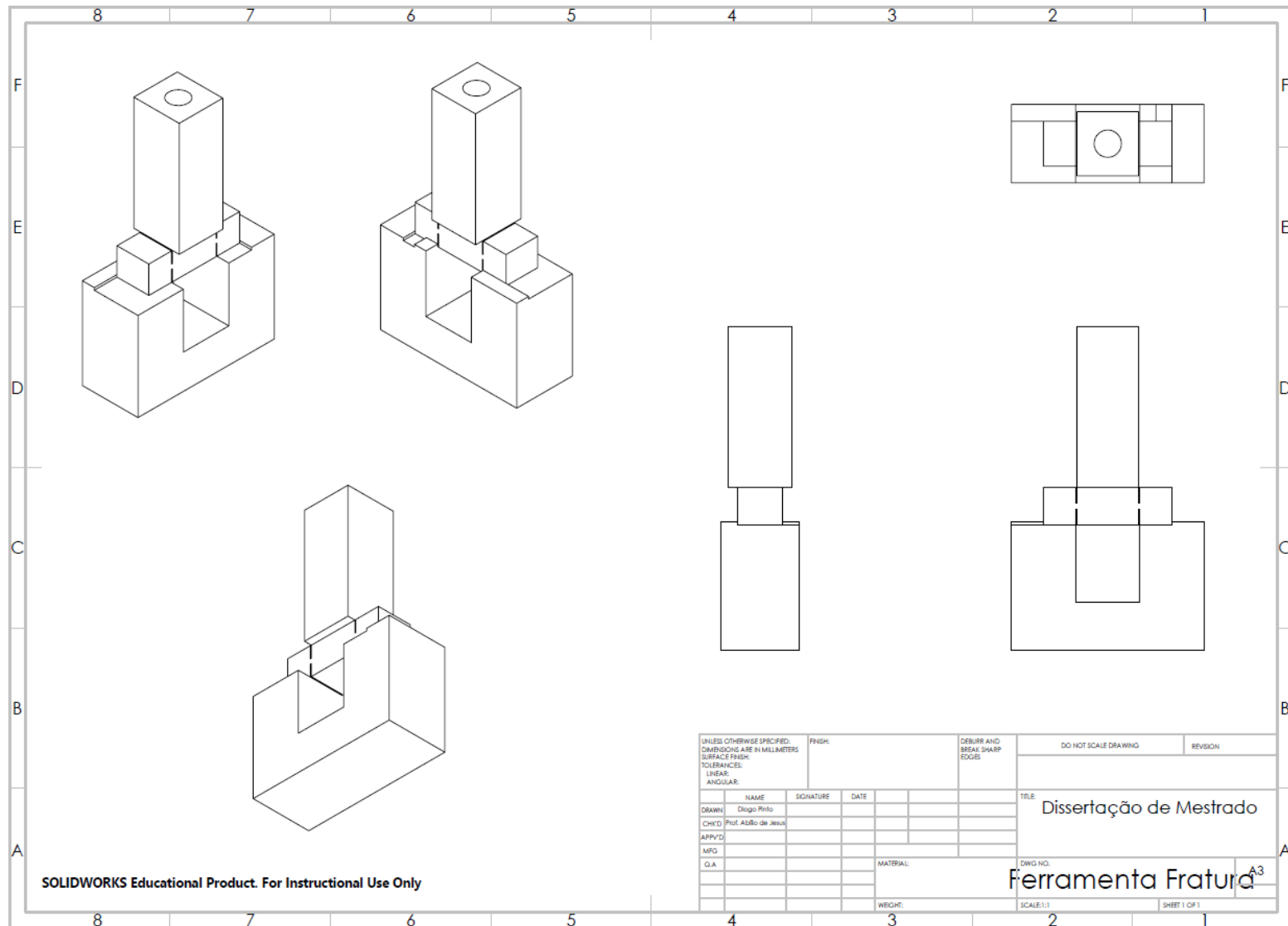


Figura 132 – Desenho de definição do conjunto ferramenta-provete para ensaio de fratura

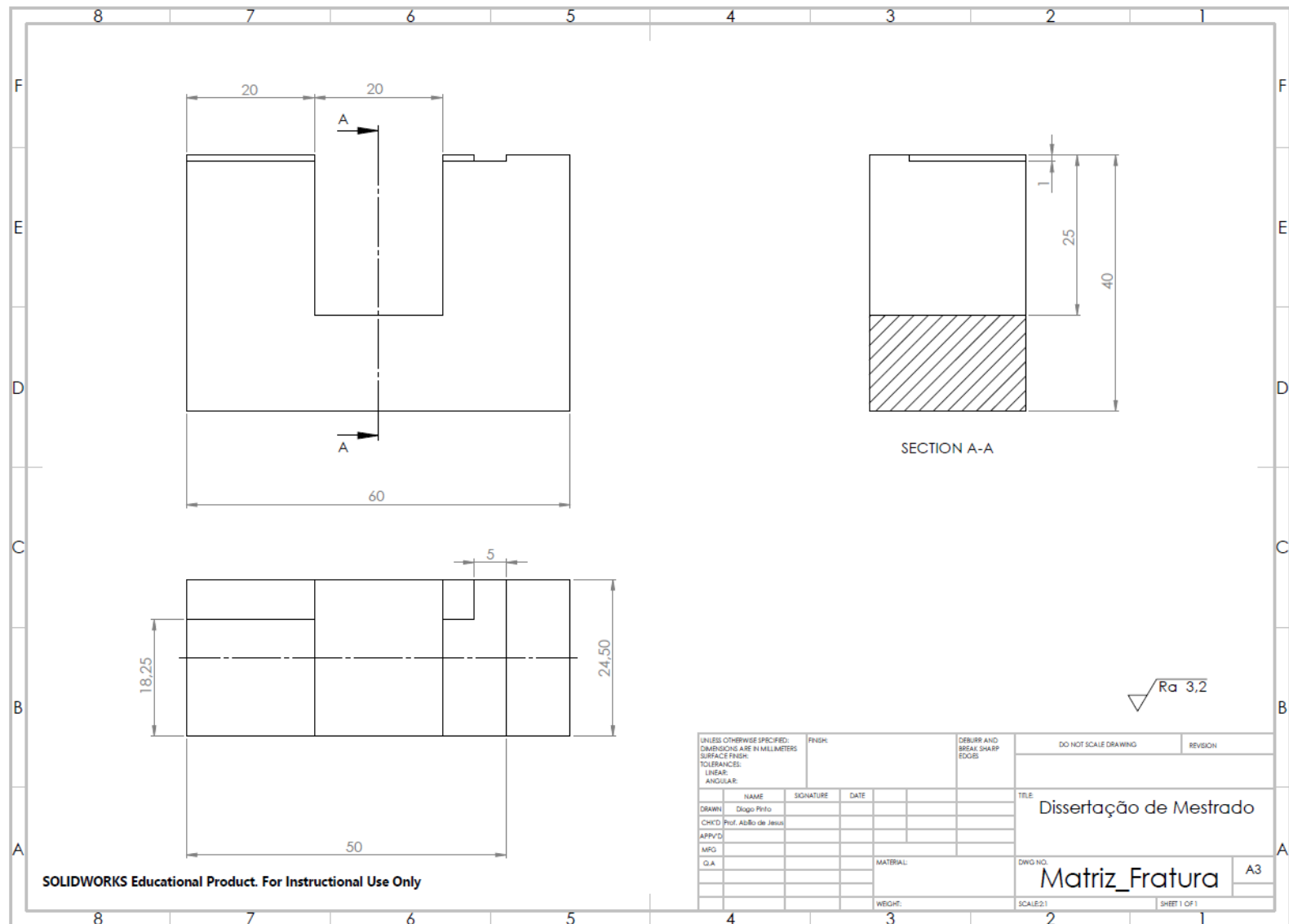


Figura 133 – Desenho de definição da matriz para ensaio de fratura

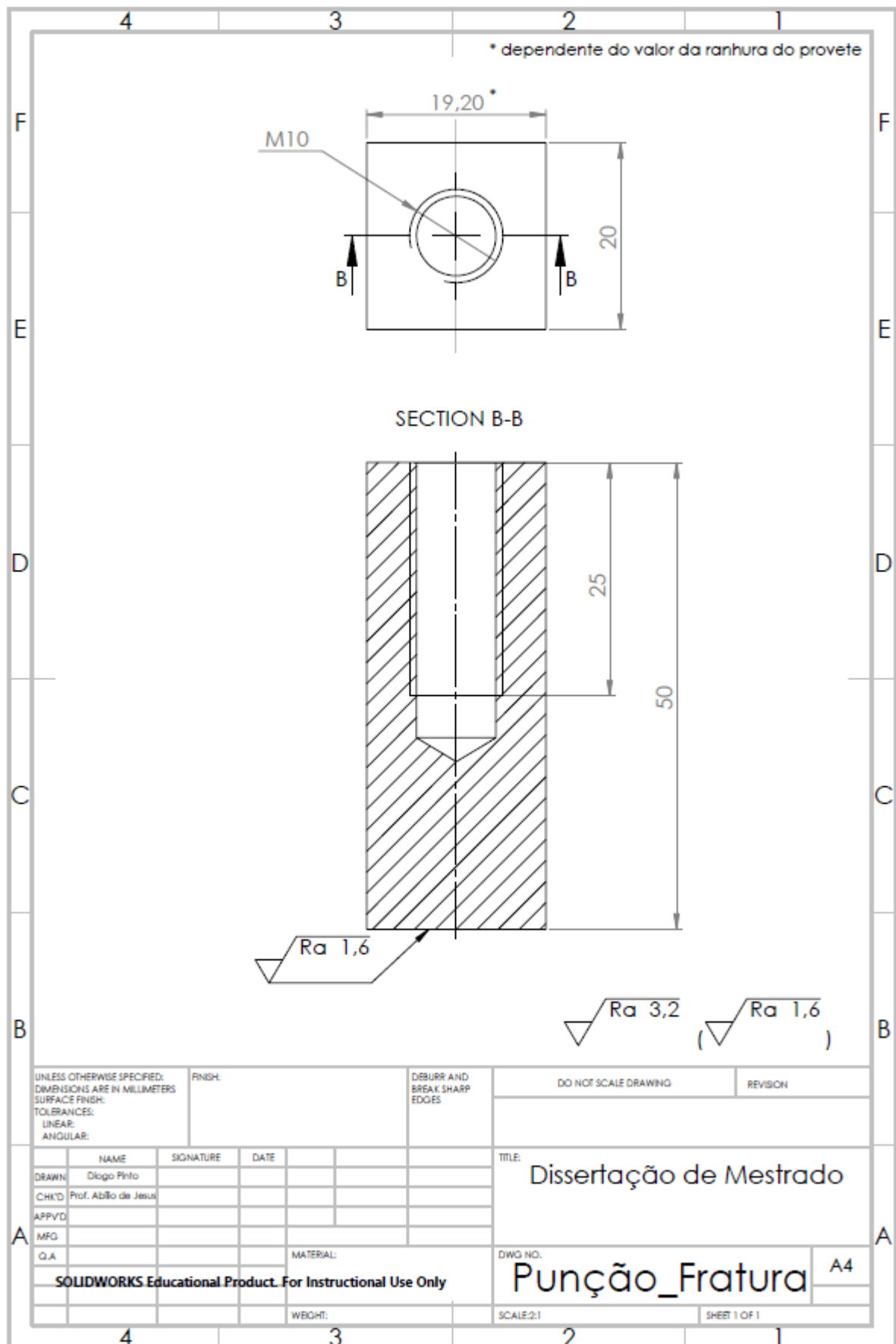


Figura 134- Desenho de definição do punção para ensaio de fratura

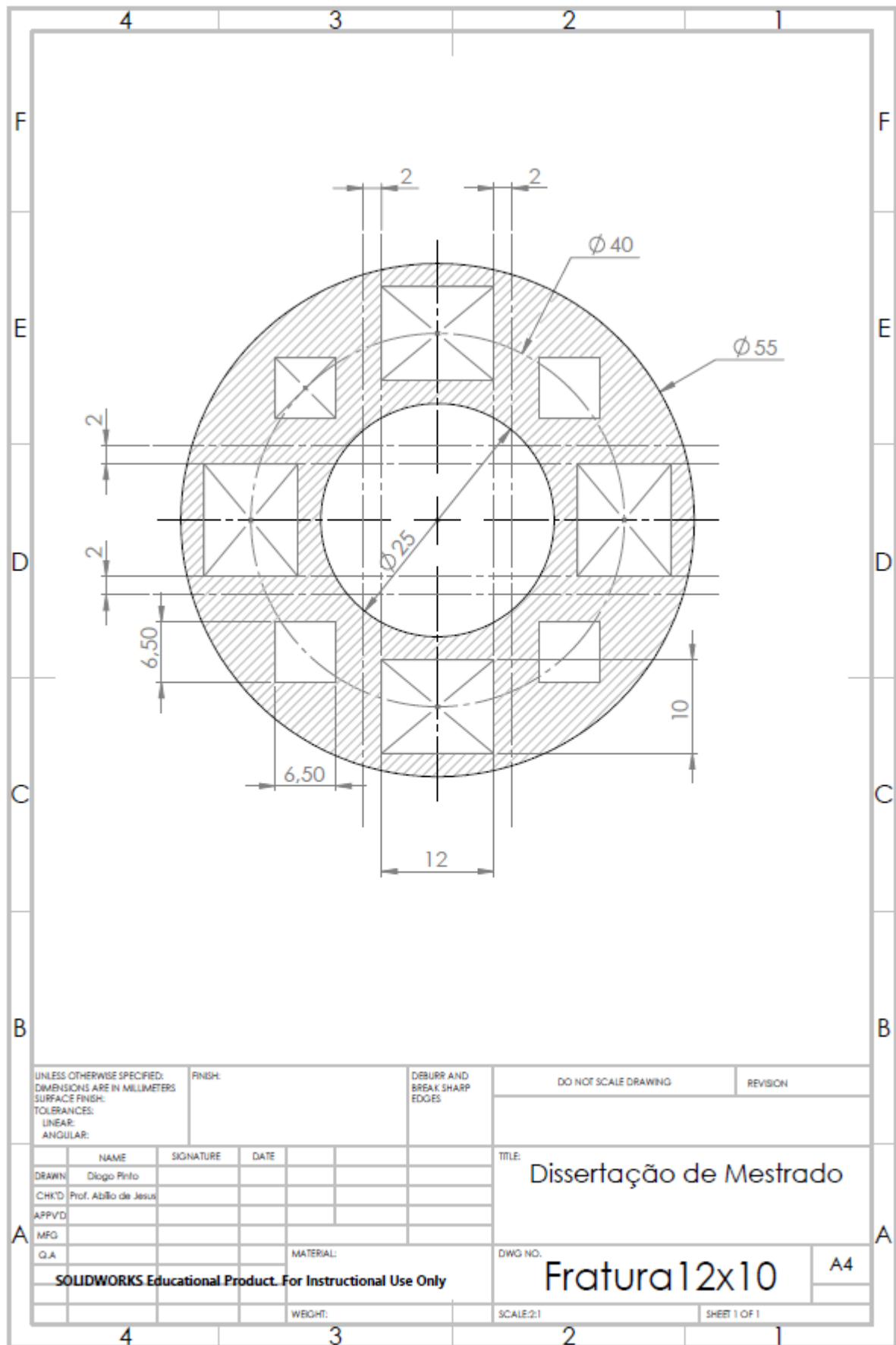


Figura 135 - Planificação dos cortes para obtenção dos provetes para ensaio de fratura e compressão

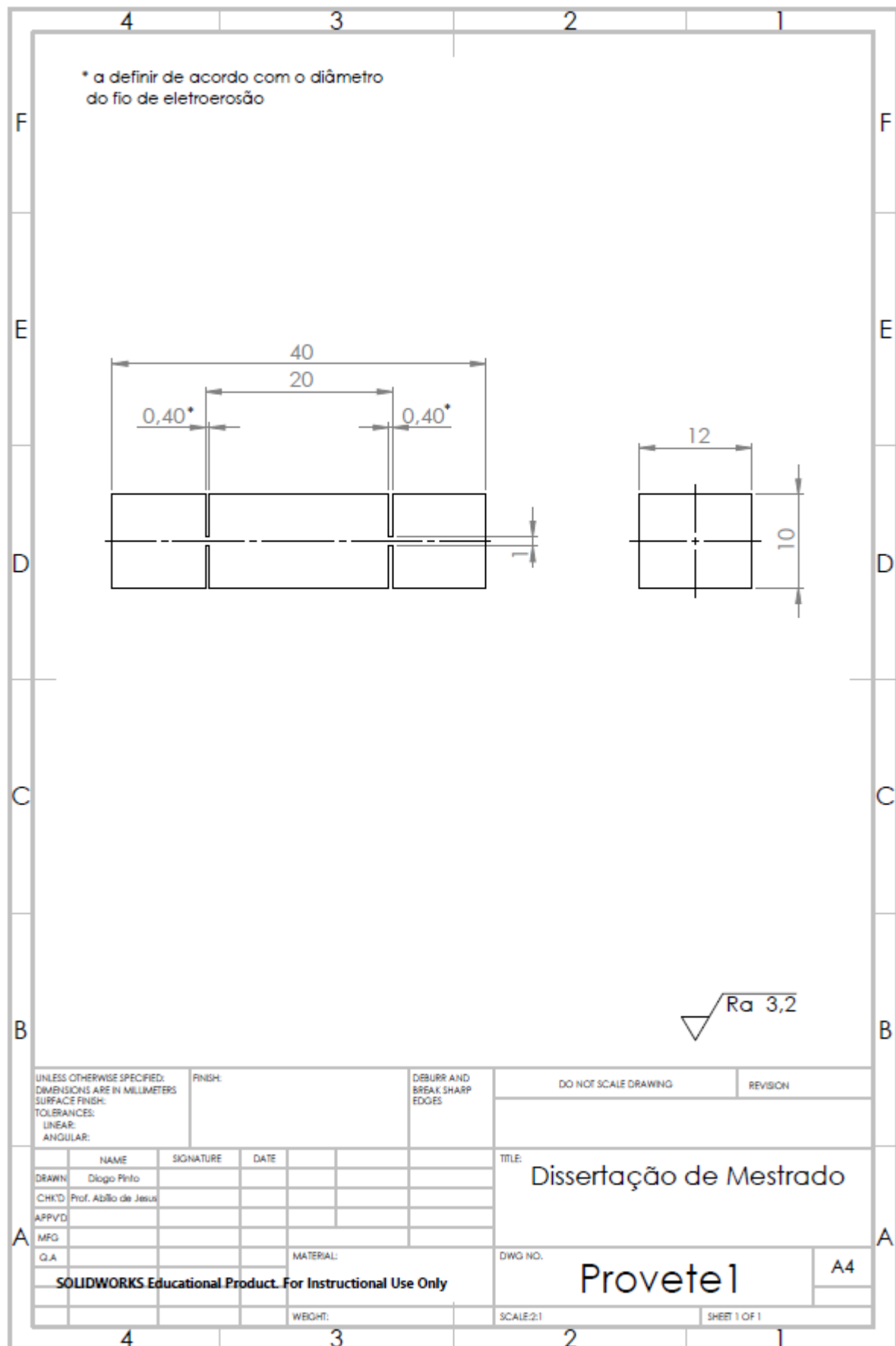


Figura 136 - Desenho de definição do provete para ensaio de fratura com ligamento de 1mm

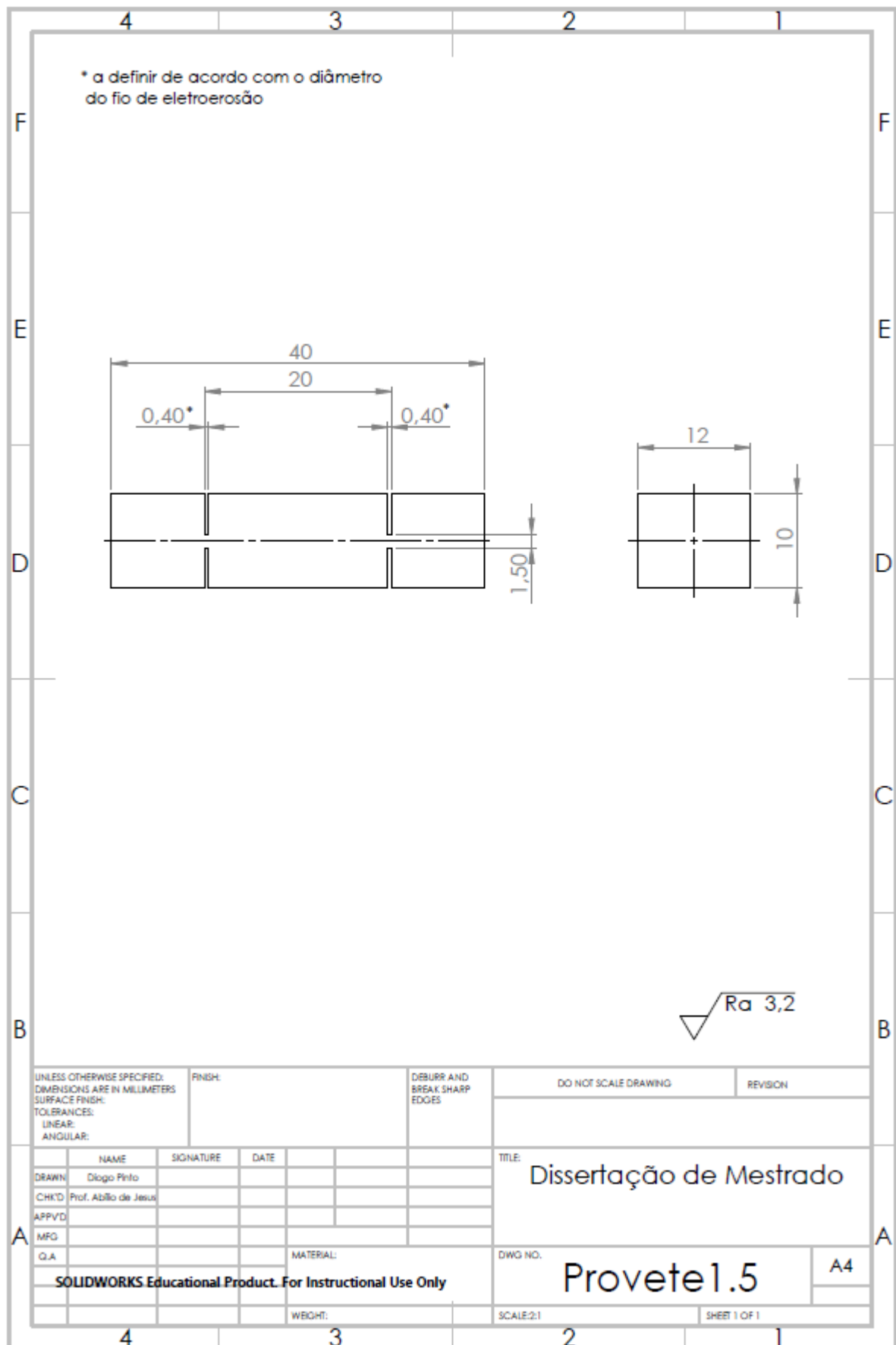


Figura 137 - Desenho de definição do provete para ensaio de fratura com ligamento de 1,5mm

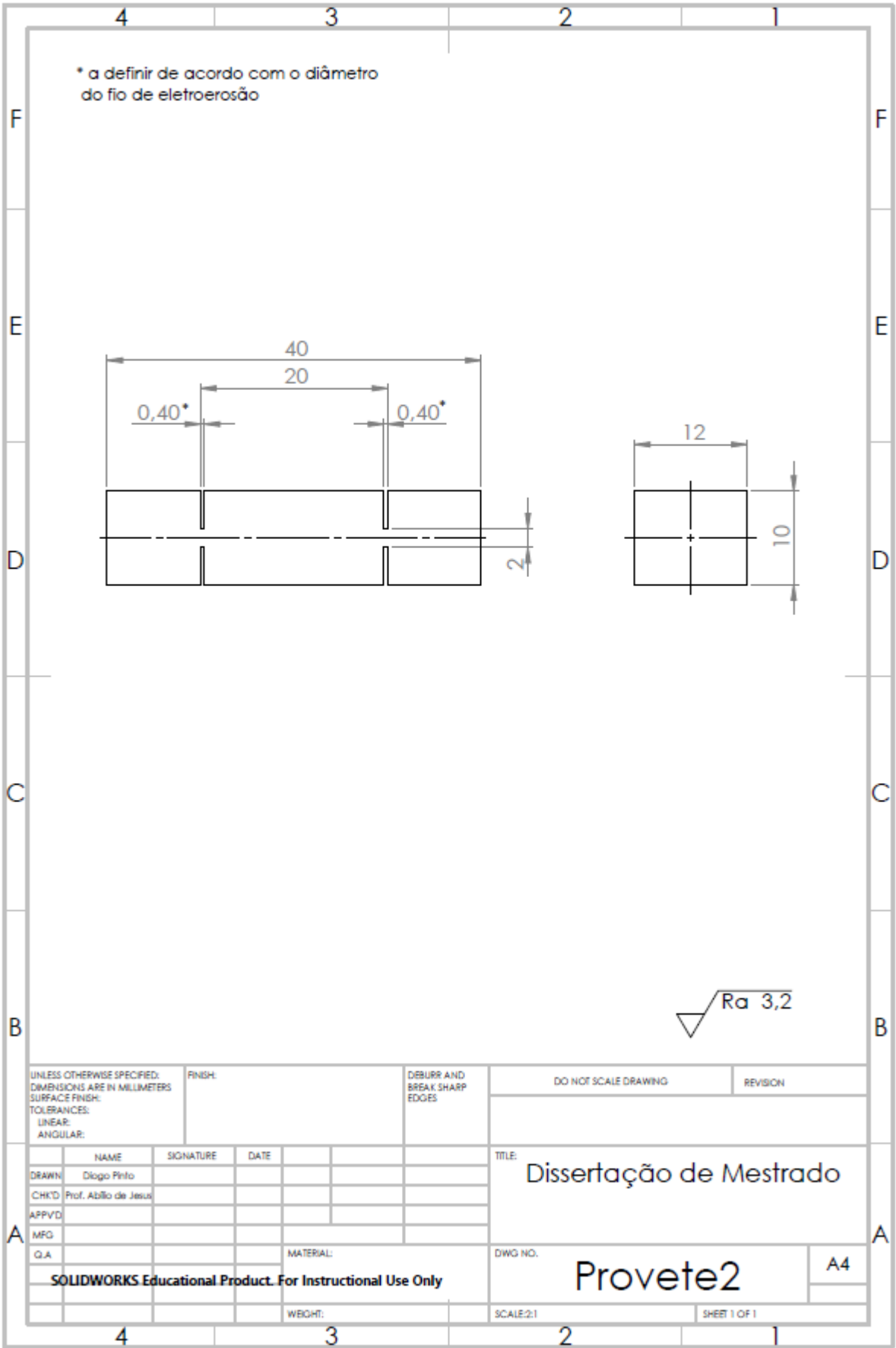


Figura 138 - Desenho de definição do provete para ensaio de fratura com ligamento de 2mm

ANEXO B: Desenhos de definição de provetes e ferramentas para ensaio de compressão

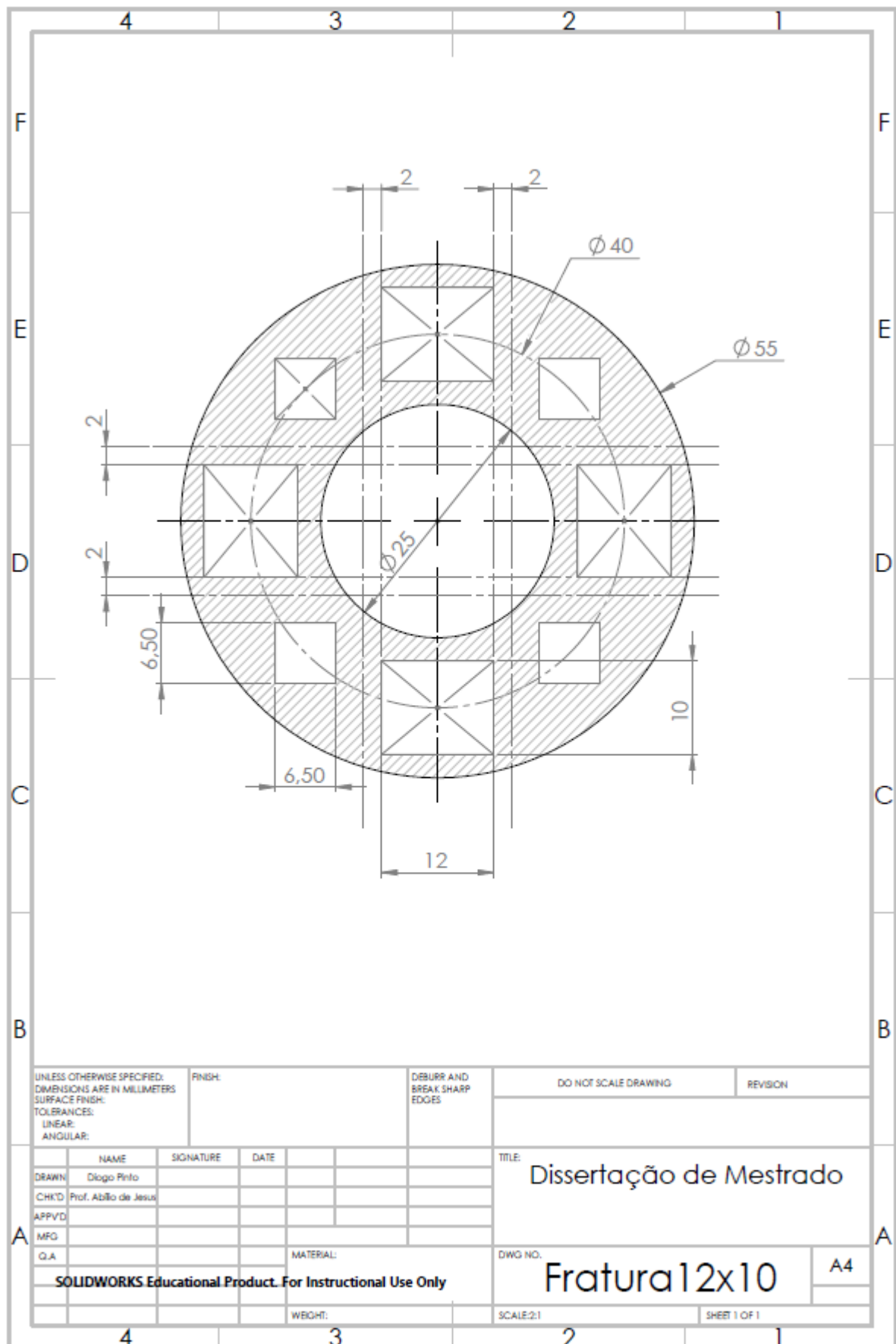


Figura 139 - Planificação dos cortes para obtenção dos provetes para ensaio de fratura e compressão

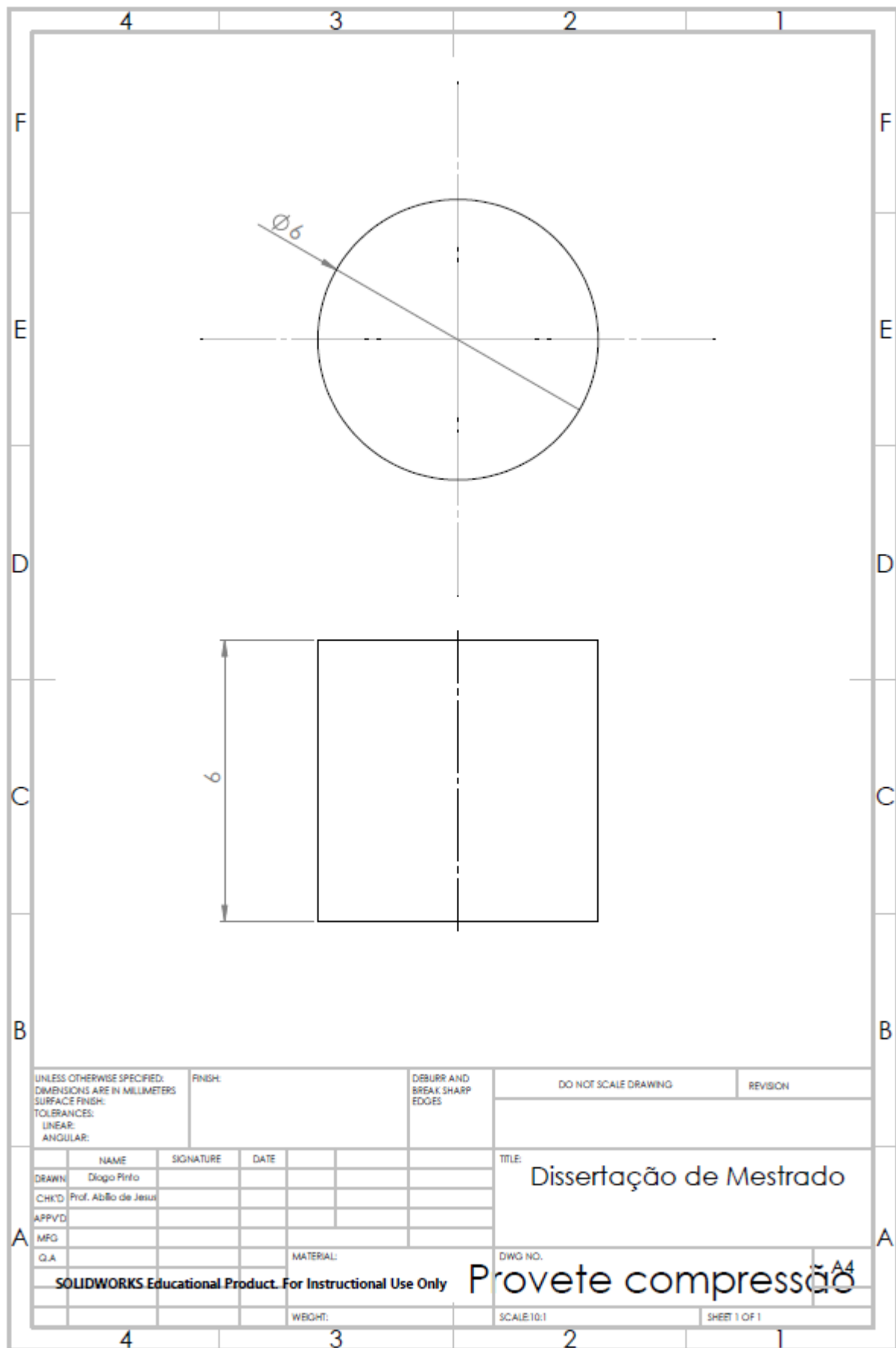


Figura 140 - Desenho de definição dos provetes para ensaio de compressão

ANEXO C: Desenhos de definição de provetes e ferramentas para ensaio de arrombamento

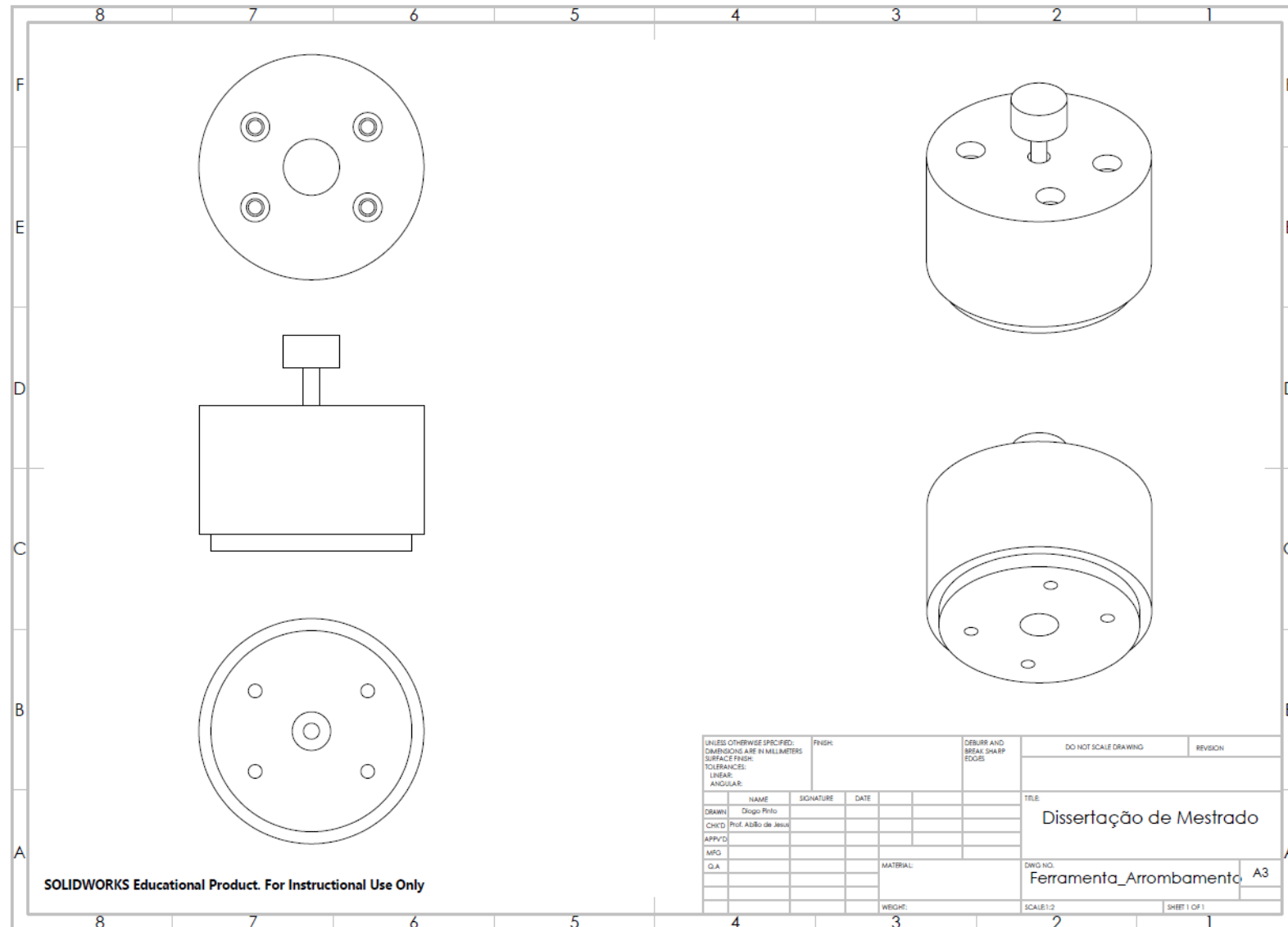
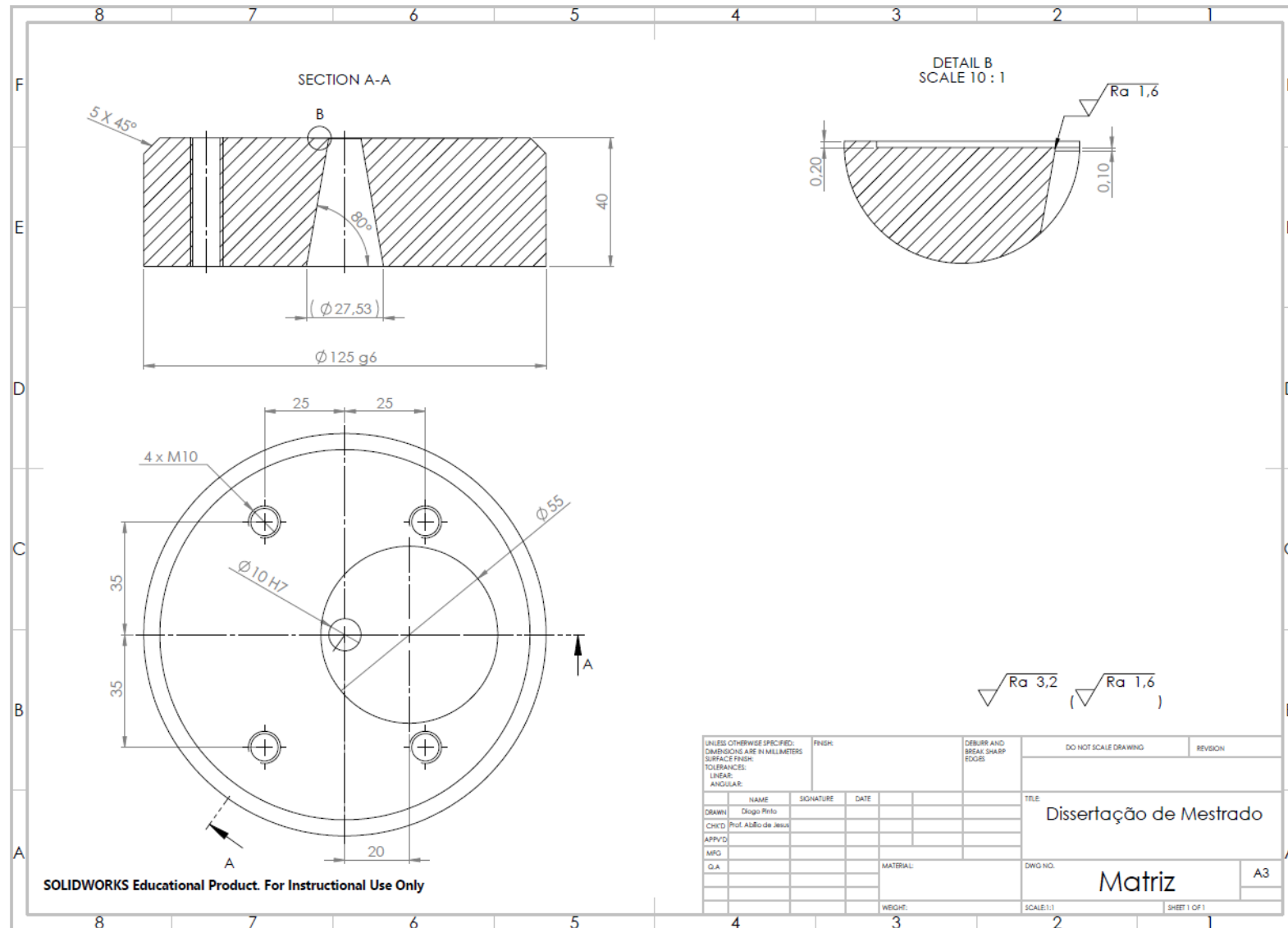


Figura 141 – Desenho de definição da ferramenta para ensaio de arrombamento



141

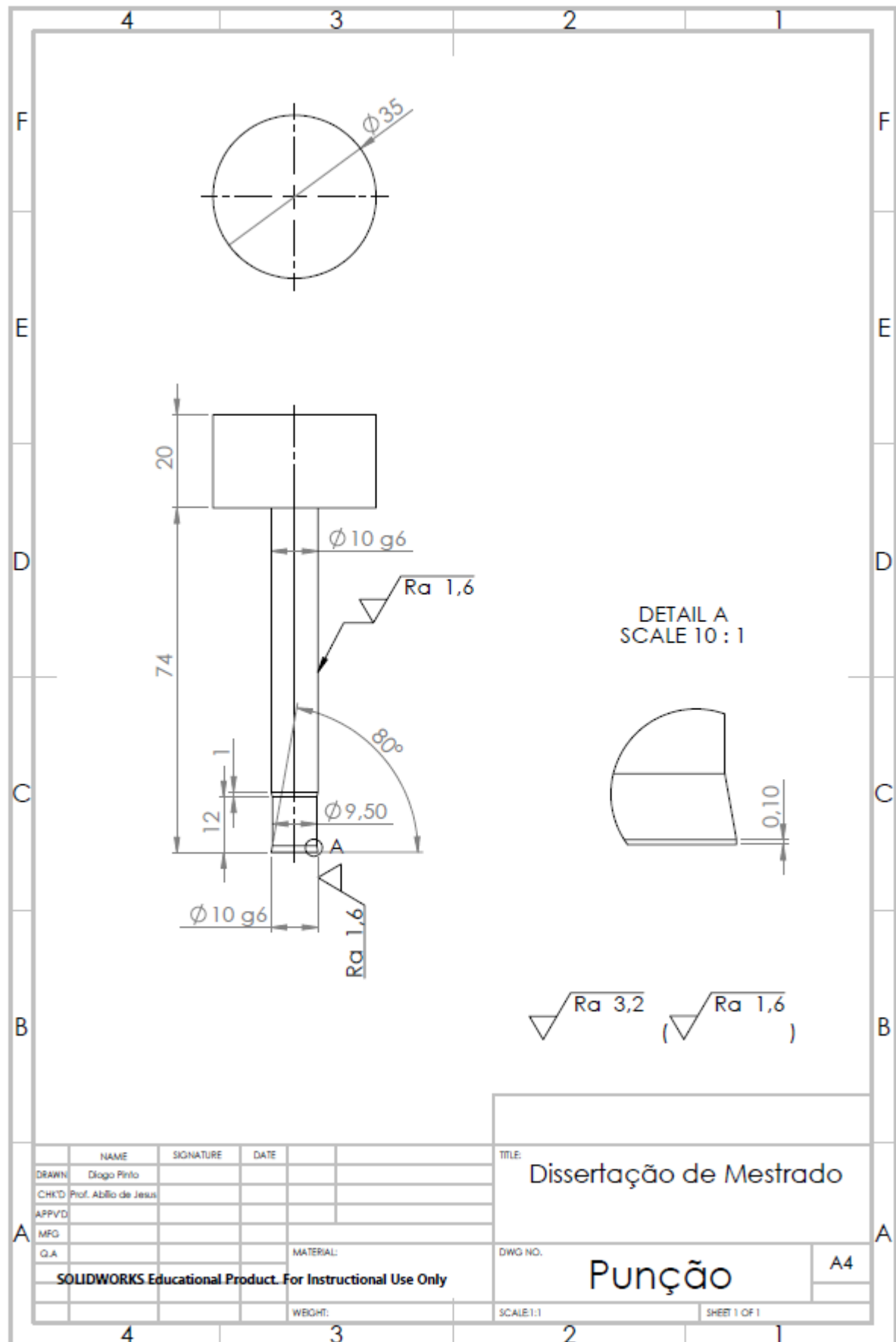


Figura 144 - Desenho de definição do punção para ensaio de arrombamento

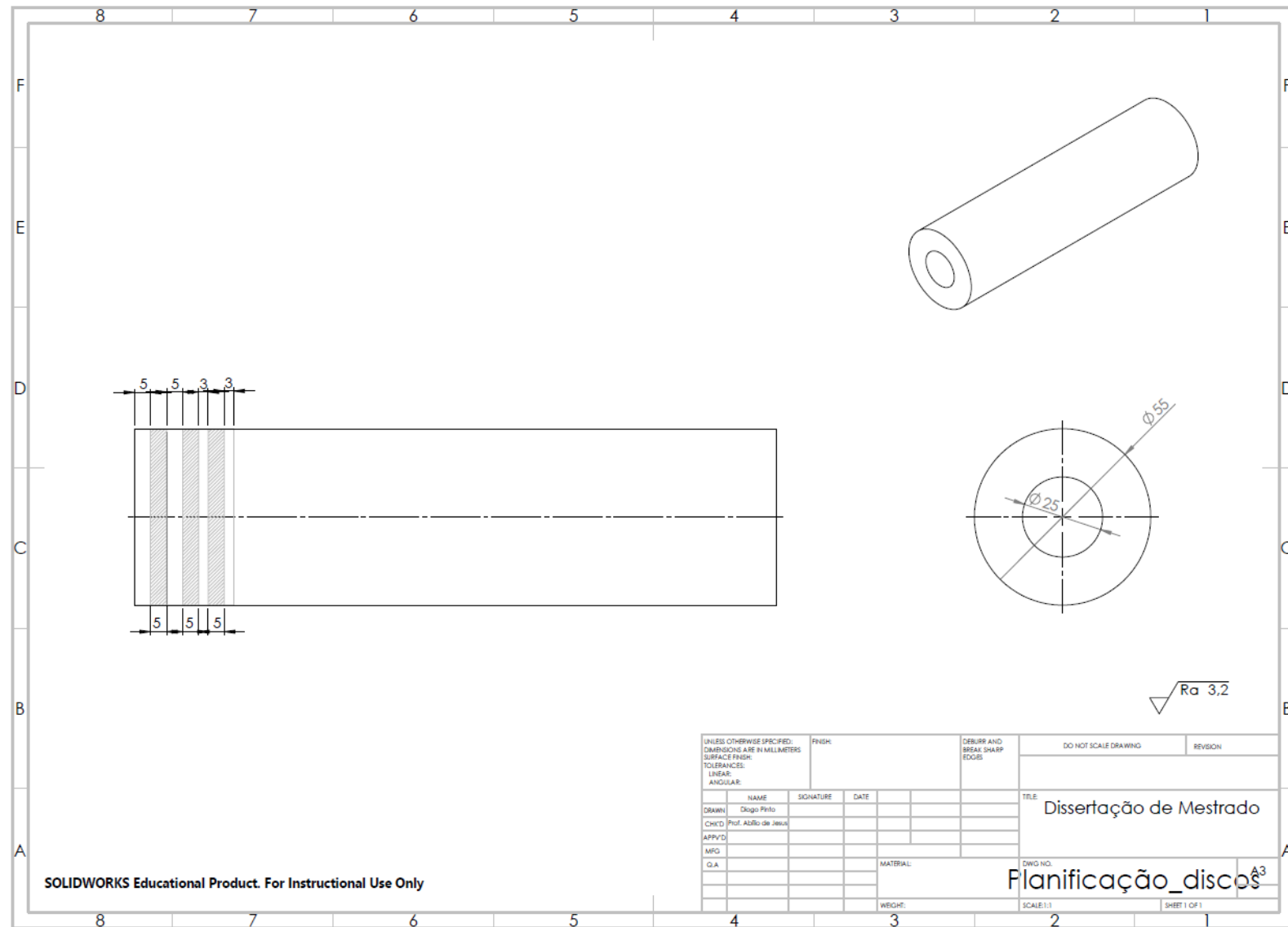


Figura 145 – Planificação para corte dos provetes para ensaio de arrombamento

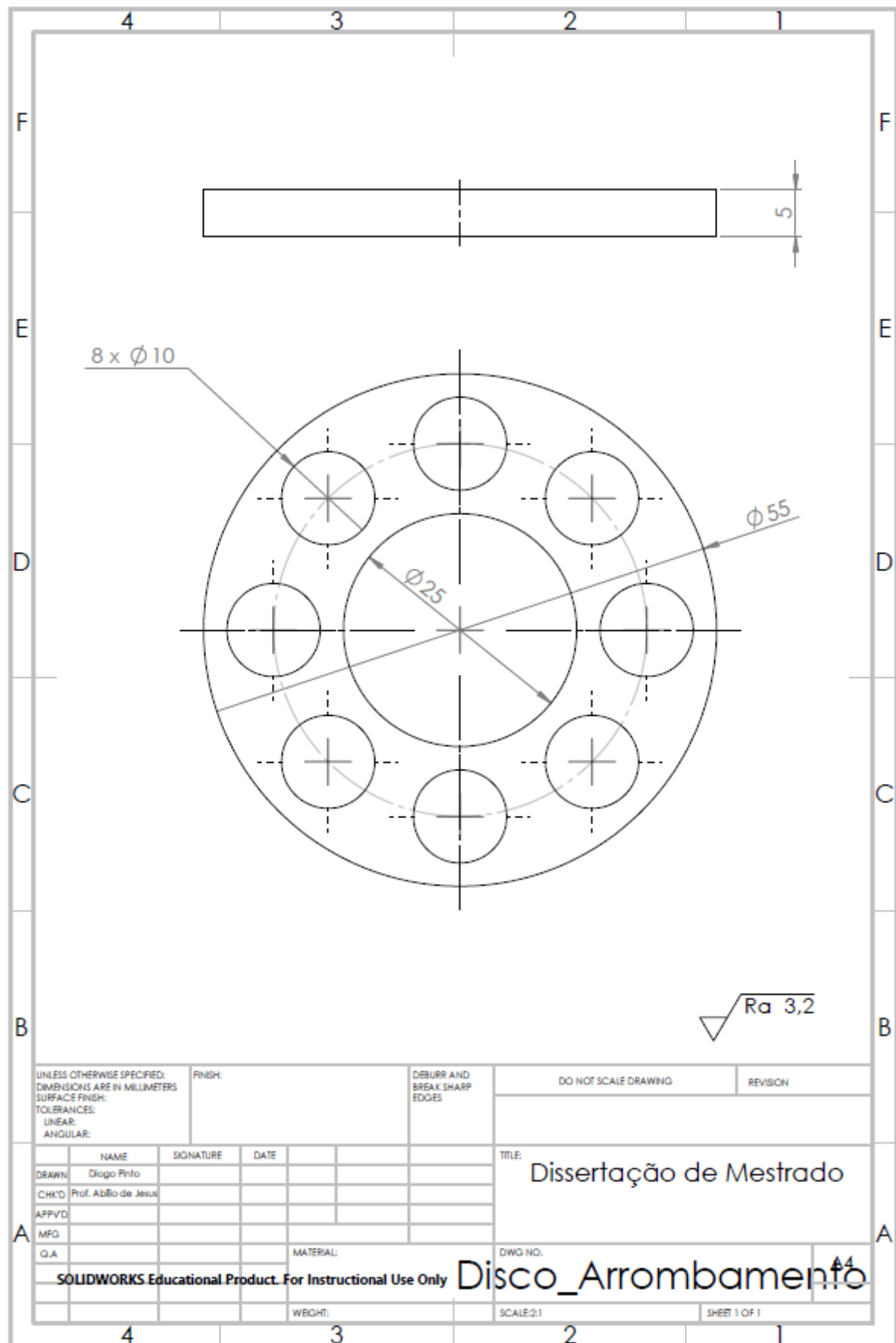


Figura 146 – Esquema da localização dos punçionamentos a realizar no ensaio de arrombamento

ANEXO D: Desenho de definição do provete para ensaio de corte ortogonal

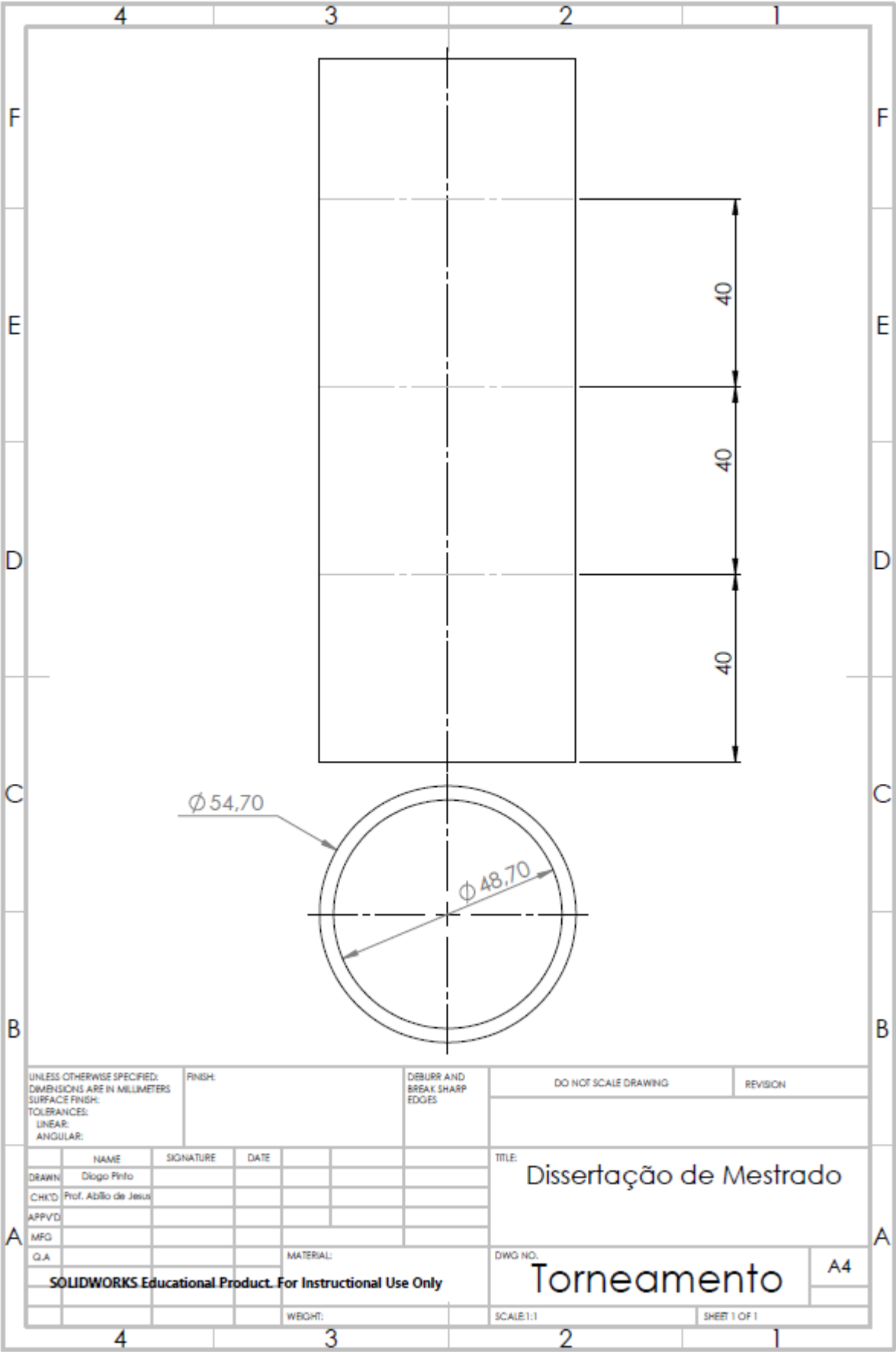


Figura 147 - Desenho de definição dos provetes para ensaio de corte ortogonal

ANEXO E: Desenho de definição do provete para ensaio de torneamento

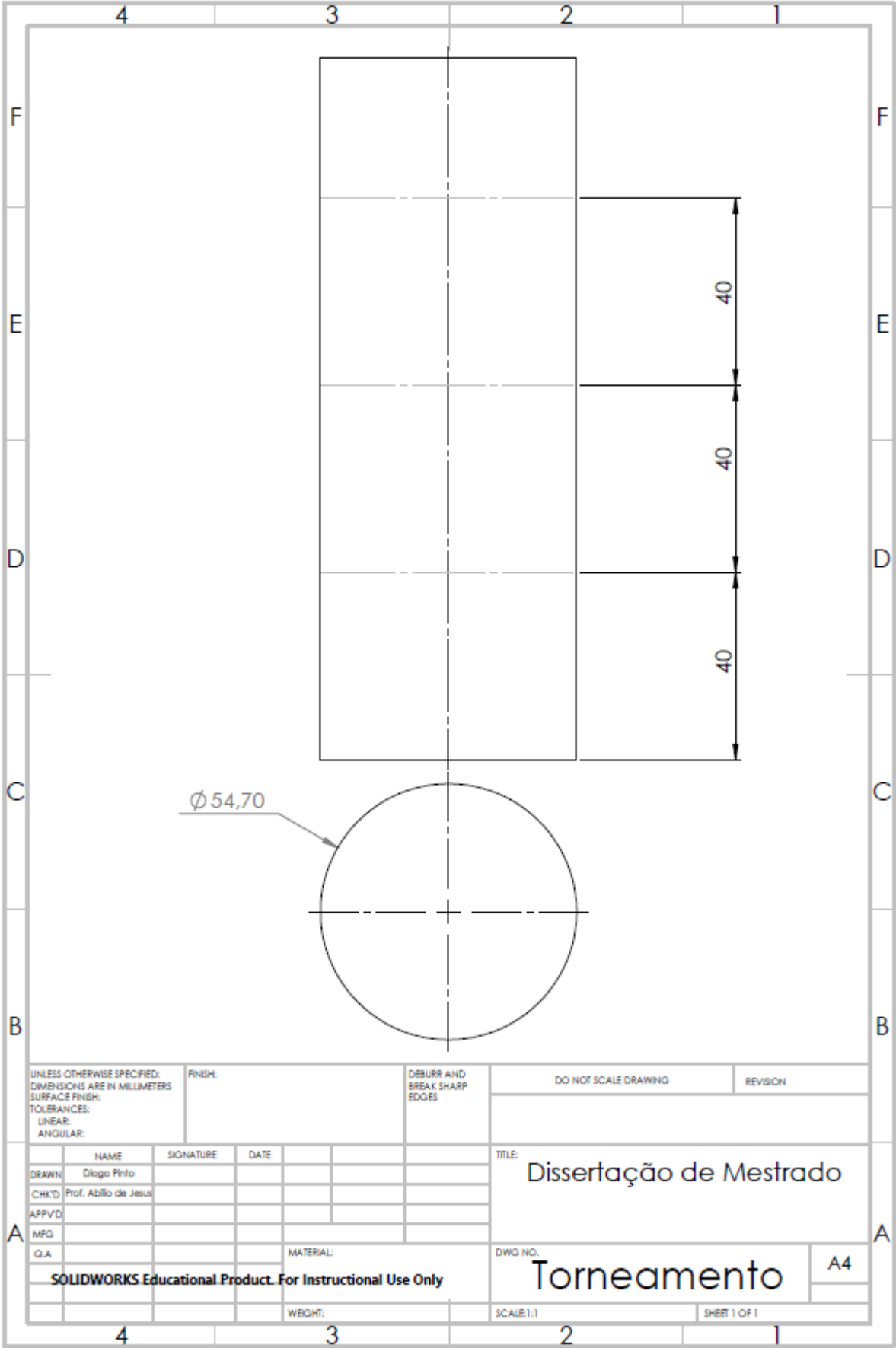


Figura 148 - Desenho de definição do provete para ensaios de torneamento

